

# ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.187.56.002.2:546.82

## ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ ТЕХНОЛОГИИ МЭП

Я. Ю. Компан, И. В. Протоковилов, В. Н. Моисеев

Предложен новый класс высокопрочных и жаропрочных титановых сплавов на основе  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворов с фазой в виде химического соединения. Для производства таких сплавов используется метод магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП). Приведены результаты исследований механических свойств и структуры твердорастворных титановых сплавов с интерметаллическим упрочнением.

New class of high-strength and heat-resistant titanium alloys, based on  $\alpha$ - and  $\beta$ -solid solutions with a phase in the form of chemical compound, is offered. To produce these alloys a method of magnetically-controlled electroslag melting (MEM) is used. Results of investigations of mechanical properties and structure of solid-solution titanium alloys with an intermetallic strengthening are given.

**Ключевые слова:** высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы; интерметаллидное упрочнение; магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; гидродинамика; свойства

### Введение

В минувшем, как и в нынешнем столетии авиастроение было и остается главным потребителем высокопрочных и жаропрочных титановых сплавов. Если еще вчера прочность сложнолегированных сплавов типа ВТ22, Ti-10-2-3 ( $\sigma_b = 1200 \dots 1300$  МПа), предназначенных для деталей и узлов силового набора планера самолета (центропланы, силовые балки, монорельсы, шпангоуты, шасси и пр.), удовлетворяла самым высоким требованиям авиаконструкторов [1], то сегодня для авиации нового поколения требуется еще более прочный металл ( $\sigma_b \geq 1400$  МПа). При этом прочность сплава должна сочетаться с достаточно высоким уровнем его пластичности ( $\delta, \psi, KCU$ ) и циклической выносливости. Наряду с вышеперечисленными свойствами при низких температурах жаропрочные сплавы, создаваемые для деталей и узлов современных авиадвигателей (лопатки, диски, газовые турбины и пр.) [2], должны еще иметь и высокие эксплуатационные характеристики при температурах до  $700 \dots 800$  °C. Для сравнения отметим, что промышленные жаропрочные сплавы типа ВТ18У, ВТ22У характеризуются почти вдвое более низким температурным порогом жаропрочности ( $400 \dots 450$  °C).

Постоянно растущий уровень требований к авиационным сплавам на основе титана обуславливает необходимость создания новых металлургических и технологических средств и методов их производства. Если до недавнего времени промышленные титановые сплавы рассматривали исключительно как  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердые растворы с различным соотношением фаз, а образующиеся химические соединения относили к нерегламентированной неизбежности, ухудшающей свойства сплавов, то в настоящее время такое представление претерпело существенное изменение. Более того, в последнее время в мировой практике активизировались работы по созданию многофазных сплавов с использованием интерметаллидных соединений. Появились титановые сплавы, представляющие собой исключительно химическое соединение. К ним, например, относятся алюминиды титана  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  с большим или меньшим количеством добавок  $\beta$ -стабилизирующих элементов.

Анализ существующего состояния исследований и разработок жаропрочных титановых сплавов показывает, что металлургические резервы совершенствования твердорастворных  $\alpha$ - и  $\beta$ -сплавов исчерпаны и нет оснований рассчитывать на принципиально новые достижения в их развитии. В то же время разработка и промышленное использование сплавов нового поколения возможны только при комплексном создании новых металлургических систем вместе с новыми методами их производства.



## Новый класс высокопрочных и жаропрочных сплавов

Дальнейшее улучшение эксплуатационных характеристик титановых сплавов, прежде всего прочности и жаропрочности, наметилось в процессе исследований по созданию гетерогенных сплавов в виде пластичной матрицы, упрочняемой интерметаллидами. Новый подход к конструированию титановых сплавов позволяет гетерогенизировать структуру металла и получать более высокие физико-механические его свойства по сравнению с двухфазными твердорастворными сплавами. Кроме того, открывается возможность управлять посредством термической обработки размером и формой выделяющихся химических фаз и выбирать само химическое соединение.

Изменяя в металле соотношение твердорастворной матрицы, имеющей относительно высокую пластичность, и низкопластичных химических соединений возможно в широком диапазоне варьировать характеристики прочности, пластичности и жаропрочности этого класса титановых сплавов.

В качестве пластичной матрицы можно использовать  $\alpha$ - и  $\beta$ -твёрдые растворы и их смеси с различной степенью легирования  $\alpha$ - и  $\beta$ -стабилизирующими элементами. При этом предпочтительнее матрица, представляющая смесь равных количеств  $\alpha$ - и  $\beta$ -твёрдых растворов и позволяющая наиболее эффективно использовать дисперсное твердение при закалке и старении [3]. Примером такой матрицы может быть широко используемый титановый сплав BT22.

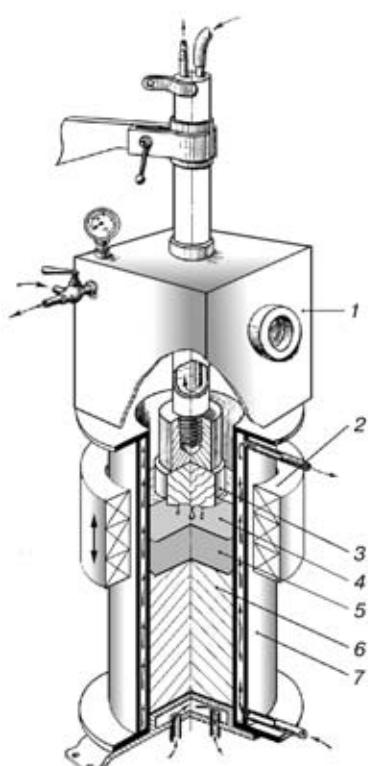


Рис. 1. Схема МЭП в продольно-радиальном магнитном поле: 1 — камера; 2 — электромагнитная система; 3 — расходуемый электрод; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — слиток; 7 — кристаллизатор

Перспективной для создания «мягкой» матрицы является система Ti—Nb—Al, где имеется область твердого раствора титана Ti—25 % Nb—3 % Al с прочностью 650 МПа при 600 °C и удовлетворительной пластичностью при комнатной температуре. Определенный интерес может представлять матрица из никелида титана, содержащая 48...54 % Ni и имеющая хорошую пластичность при комнатной температуре.

Химическое соединение в структуре титановых сплавов может быть получено в виде дисперсных частиц или «каркаса» при образовании эвтектоида. При этом может быть использован тот и другой характер интерметаллидного упрочнения. Легирующими элементами, обеспечивающими возможность получения дисперсных химических соединений, являются кремний, углерод, бор и другие элементы, мало растворимые в титане. Для получения интерметаллидного «каркаса» могут быть использованы элементы, образующие с титаном эвтектоиды: железо, хром, олово и др.

Свойства твердорастворных сплавов с интерметаллидным типом упрочнения можно регулировать в широких пределах путем их термической обработки. В этом одно из существенных отличий этих сплавов от сплавов на основе интерметаллидов, например алюминидов.

## Технология магнитоуправляемой электрошлаковой плавки

Важным фактором, определяющим успех создания титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения, является технология их изготовления. Производить такие сплавы традиционными методами плавки достаточно сложно. Этому препятствуют, прежде всего, высокотемпературные концентрированные источники нагрева, такие как электрическая дуга и электронный луч, а также неуправляемое или недостаточно интенсивное движение металлургического расплава.

Поскольку при получении таких сложнолегированных сплавов весьма остро стоит вопрос их структурной и химической однородности, то потребовались принципиально новые процессы их плавки, которые обеспечивали бы высокую гомогенность кристаллизующегося металла слитка.

В ИЭС им. Е. О. Патона была разработана технология магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) многокомпонентных сплавов титана [4–6]. Отличительной особенностью технологии МЭП является управление тепловой, химической и гидродинамической активностью металлургической ванны путем создания тех или иных траекторий движения ее расплава.

Идея магнитного управления гидродинамикой металлургической ванны заключается в том, чтобы нужным образом сформировать поле электромагнитной силы. Как видно из выражения для электромагнитной силы

$$\vec{f}_e = \vec{j} \times \vec{B},$$

где  $\vec{j}$  — плотность тока плавки;  $\vec{B}$  — индукция магнитного поля, на этом пути имеются две возмож-

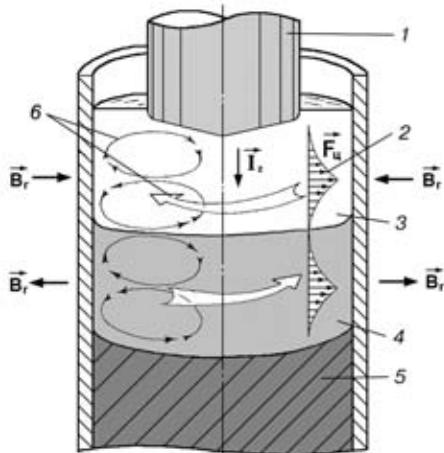


Рис. 2. Электровихревые течения при плавке в продольно-радиальном магнитном поле: 1 — расходуемый электрод; 2 — распределение центробежной силы; 3 — шлаковая ванна; 4 — металлическая ванна; 5 — слиток; 6 — направление вращения расплава

ности. Первая заключается в изменении распределения плотности тока в металлургической ванне. Такой подход достаточно консервативен, так как требует изменения технологических параметров плавки, влияющих на качество формирования слитка. Вторая возможность связана с наложением на зону плавления электрода внешнего магнитного поля, т. е. поля, создаваемого магнитными системами, расположеннымими вне зоны плавки. Такой подход более гибок, так как позволяет изменять не только величину, но и направленность индукции магнитного поля.

На основании анализа воздействия внешних магнитных полей на гидродинамику металлургического расплава были разработаны два основных механизма магнитного управления гидродинамикой электрошлакового процесса: создание в металлургической ванне направленных электровихревых

течений (ЭВТ); создание возвратно-поступательных колебаний (вибрации) расплава. Направленные электровихревые течения создаются в металлургической ванне под воздействием внешних продольного и продольно-радиального магнитных полей, а вибрация расплава — под воздействием поперечного магнитного поля.

На рис. 1 показана схема МЭП в продольно-радиальном магнитном поле. Поле электромагнитных сил, создаваемых взаимодействием тока плавки с внешним продольно-радиальным полем, генерирует дифференциальные ЭВТ расплава, которые в свою очередь возбуждают разнонаправленные торOIDальные его вращения (рис. 2). Такой сложный характер движения расплава выравнивает температурное поле ванны, интенсифицирует тепло- и массообмен в металлургической ванне и, как результат, способствует формированию металла с высокой химической и физической однородностью.

Аналогичный эффект управления тепломассопереносом металлургического расплава достигается при плавлении расщепленного электрода (рис. 3). При этой схеме гидродинамическая структура ванны носит более сложный характер, чем при плавлении одного электрода. Тем не менее, и в этом случае достигается интенсивное перемешивание токонесущего расплава по всему объему ванны, благодаря чему обеспечивается повышение однородности металла слитка.

В свою очередь, плавка в поперечном магнитном поле позволяет создавать интенсивное возвратно-поступательное движение расплава (рис. 4). Амплитуда таких колебаний пропорциональна силе тока плавки и индукции магнитного поля, а частота соответствует частоте тока плавки (50 Гц). Такая «вибрация» расплава (и расходуемого электрода)

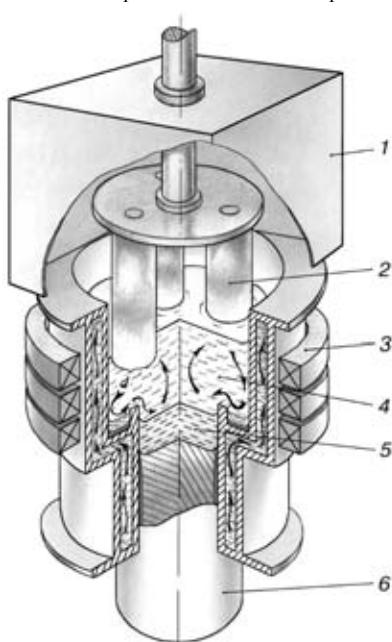


Рис. 3. Схема МЭП с использованием расщепленного электрода: 1 — камера; 2 — расходуемый электрод; 3 — электромагнитная система; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — слиток

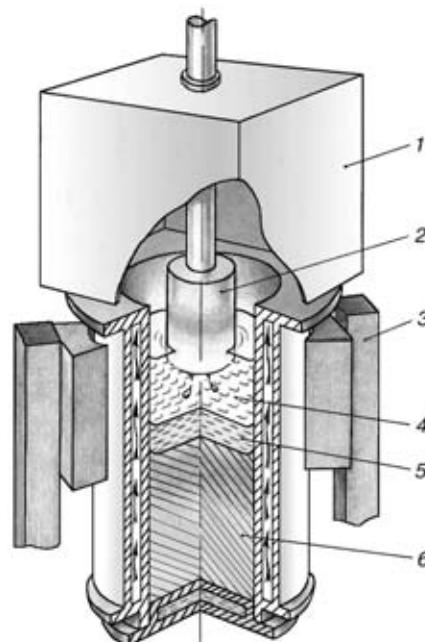


Рис. 4. Схема МЭП в поперечном магнитном поле: 1 — камера; 2 — расходуемый электрод; 3 — электромагнитная система; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — слиток



**Таблица 1. Механические свойства титановых сплавов с дисперсионным интерметаллидным упрочнением (пруток диаметром 25 мм) после закалки и старения**

Сплав	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>	$E_d$ , ГПа
BT22 + 0,2%С	1288...1366	14,8...16,6	37...40	20...22	130
BT22 + 0,2%В	1330...1340	8,0...11,5	27...36	22...24	132
BT22 + 0,1%Si-0,1%C-0,1%В	1300...1370	8,6...14,0	22...30	18...22	132

способствует равномерному тепломассопереносу в металургической ванне, измельчает растущие кристаллиты и позволяет получать химически и физически однородный металл слитка.

Таким образом, технология МЭП в значительной мере удовлетворяет важнейшим требованиям, предъявляемым к выплавке слитков высокопрочных и жаропрочных сплавов с интерметаллидным типом упрочнения, обеспечивая высокую степень однородности и мелкокристалличности литого металла.

Помимо металургических достоинств, способ МЭП имеет и ряд технологических преимуществ. Это простота и надежность используемого оборудования, гибкость технологических параметров плавки, высокое качество поверхности слитков, возможность получения слитков различного поперечного сечения. Для плавки по способу МЭП можно использовать оборудование, предназначенное для ЭШП и ВДП, после соответствующей его реконструкции.

### Качество металла, упрочненного интерметаллидами

Методом МЭП были изготовлены и исследованы опытные высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы с интерметаллидами. В табл. 1 показаны механические свойства сплавов, представляющих собой матрицу из титанового сплава BT22 с дисперсионным интерметаллидным упрочнением. В этих сплавах интерметаллидное упрочнение достигается за счет образования дисперсных соединений титана с малорастворимыми элементами — углеродом, бором и кремнием (рис. 5).

По сравнению с традиционными сплавами эти сплавы отличаются не только более высокими характеристиками прочности и пластичности, но и модулем нормальной упругости  $E_d$ , что в ряде случаев чрезвычайно важно.

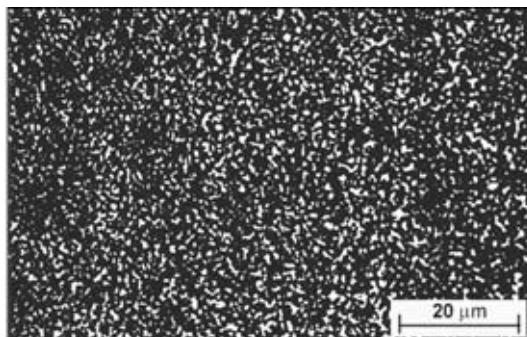


Рис. 5. Микроструктура титанового сплава Ti-5 % Al-5 % Mo-5 % V-1 % Fe-1 % Cr-0,1 % Si-0,1 % C-0,1 % B (пруток диаметром 25 мм) после термической обработки по режиму: нагрев 810 °C, 1 ч, охлаждение на воздухе, старение 540 °C, 4 ч

Применение жаропрочных сплавов с интерметаллидным типом упрочнения открывает широкие возможности для изготовления изделий, предназначенные для работы при высоких температурах вплоть до 700...800 °C. Примером таких сплавов могут служить сплавы с «жестким каркасом» из химического соединения, который образуется в пластичной матрице в процессе длительной термической обработки металла. Уровень прочности и пластичности этих сплавов может гибко регулироваться химическим составом металла посредством изменения соотношения в нем твердорастворной и интерметаллидной составляющих.

**Таблица 2. Механические свойства опытных жаропрочных сплавов (пруток диаметром 25 мм) при комнатной температуре**

Сплав	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>
Ti-4,5%Al-25%Nb-5%Mo-0,15%В-0,15%С-0,15%Si	1230	4,5	6,5	18
Ti-4,5%Al-25%Nb-5%Mo-0,1%В-0,1%С-0,1%Si-4%Fe	1380	3,5	5,5	14

В табл. 2 и 3 представлены механические свойства сплава с матрицей на основе твердого раствора ниобия и молибдена, дисперсно упрочненного химическими соединениями, а также сплава с дополнительным каркасным упрочнением за счет эвтектоида TiFe (рис. 6).

Исходя из данных этих таблиц, можно сделать вывод о том, что путем интерметаллидного упрочнения твердорастворных титановых сплавов можно существенно повысить их прочность и жаропрочность и сохранить при этом необходимую пластичность. Разработанная технология МЭП позволяет реализовать преимущества титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения прежде всего посредством их гомогенизации.

**Таблица 3. Механические свойства жаропрочного сплава (пруток диаметром 25 мм) при высоких температурах**

Сплав	$T_{исп}$ , °C	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_d^{100}$ , МПа
Ti-6%Al-25%Nb-5%Mo-4%Fe-0,1%Si-0,1%С-0,1%В	650	520	485	450
	750	435	340	320

Представленные в табл. 1–3 механические свойства являются предварительными в связи с ограниченным количеством проведенных испытаний и требуют дальнейшего подтверждения. Следует подчеркнуть, что дальнейшие исследования и решение

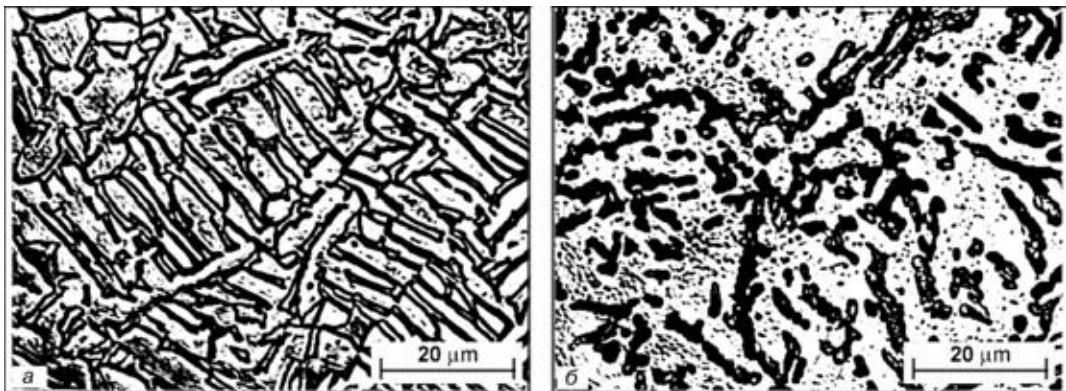


Рис. 6. Микроструктура титанового сплава Ti-4,5 % Al-25 % Nb-5 % Mo-4 % Fe-0,1 % B-0,1 % C-0,1 % Si (пруток диаметром 25 мм): *a* — после закалки и старения; *b* — после обработки на эвтектоид (нагрев при температуре вблизи эвтектоидного превращения)

проблемы создания титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением весьма актуальны и важны, поскольку открывают широкие возможности создания нового класса титановых сплавов с разнообразными физико-механическими свойствами, более высокими, чем у твердорастворных сплавов. В контексте решения этой проблемы первоочередным является изучение кинетики образования химических соединений в титановых сплавах и на этой основе разработка наиболее рациональных направлений создания титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения. Работы по выплавке и испытанию твердорастворных сплавов с интерметаллидами и чисто интерметаллидов продолжаются.

## Выводы

1. Металлургические резервы усовершенствования традиционных твердорастворных титановых сплавов хорошо изучены и не предусматривают возможности достижения существенно более высокого уровня их эксплуатационных характеристик.

2. Предложен новый класс высокопрочных и жаропрочных твердорастворных сплавов с интерметаллидными дисперсным и «каркасным» типами упрочнения.

3. Технология магнитоуправляемой электрошлаковой плавки высокопрочных и жаропрочных титановых сплавов с интерметаллидами обеспечивает высокую однородность и точно заданный химический состав металла слитков.

4. Путем интерметаллидного упрочнения твердорастворных титановых сплавов можно существенно повысить их прочность и жаропрочность и сохранить при этом необходимую пластичность. Так, сплав Ti-4,5 % Al-25 % Nb-5 % Mo-0,1 % B-0,1 % C-0,1 % Si-4 % Fe технологии МЭП имеет предел прочности 1380 МПа и относительное удлинение 3,5 % при комнатной температуре и длительную жаропрочность  $\sigma_d^{100} = 320$  МПа при температуре 750°C.

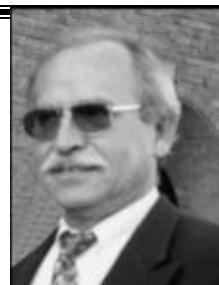
1. Братухин А. Г., Новожилов Г. В., Куликов Ф. Р. Применение сплавов титана в конструкциях магистральных пассажирских и тяжелых транспортных самолетов // Титан. — 1996. — № 1 (9). — С. 52–59.
2. Моисеев В. Н. Титан // Энциклопедия «Машиностроение». Т. II-3: Цветные металлы и сплавы; Композиционные металлические материалы. — М.: Машиностроение, 2001. — С. 272–347.
3. Сысоева Н. В., Моисеев В. Н. Титановые сплавы с интерметаллидным типом упрочнения // Авиационные материалы и технологии. — Москва: ВИАМ, 2002. — С. 162–170.
4. Компан Я. Ю., Протоколов И. В. Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра», Киев, 8–9 окт. 2002 г. — Киев: Политехника, 2002. — С. 56–62.
5. Компан Я. Ю., Протоколов И. В. Получение высоколегированного титана методом МЭП // Теория и практика металлургии. — 2001. — № 5 (25). — С. 70–77.
6. Kompan Ya. Yu., Protokolov I. V. Peculiarities of process of magnetically-controlled electroslag melting (MEM) of titanium alloys // Proceedings of the 9th World Conference on Titanium, St. Petersburg, Russia, June 7–11, 1999.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Всероссийский институт авиационных материалов, Москва

Поступила 02.03.2004

16 февраля 2004 г. после тяжелой болезни скончался известный немецкий металлург Геральд Штайн (родился 24.05.1943 г.). В течение долгих лет его деятельность была связана с различными подразделениями концерна "Крупп", в т. ч. такими фирмами, как "Deutsche Titan GmbH", VSG, Enegrietechnik Essen GmbH. Г. Штайн известен металлургам своими работами по созданию техники и технологии производства сталей со сверхвысоким содержанием азота. Именно благодаря его усилиям появилась первая в мире промышленная 20-тонная камерная печь ЭШП, способная работать под избыточным давлением азота до 40 атм.

Многие ученые и инженеры metallurgi Украины тесно сотрудничали с Г. Штайном и это сотрудничество взаимно обогащало.



Редакция



# УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ВЫПЛАВКЕ С ИНОКУЛЯТОРАМИ

**В. С. Попов, И. М. Билоник, С. П. Бережный, А. Е. Капустян**

Показано, что метод электрошлаковой выплавки с вводом инокуляторов в жидкую металлическую ванну позволяет значительно повысить дисперсность структуры и механические свойства литых инструментальных сталей. Изучено влияние размера и количества вводимых инокуляторов на структуру и свойства литых сталей Р6М5 и Х12М электрошлаковой выплавки.

It is shown that the method of electroslag melting with adding of inoculators into molten metal pool allows increase greatly the dispersity of structure and mechanical properties of cast tool steels. The effect of size and amount of added inoculators on structure and properties of cast steels R6M5 and Kh12M of the electroslag melting was studied.

**Ключевые слова:** электрошлаковый металл; инокулятор; структура металла; механические свойства

Свойства литых инструментальных сталей самым существенным образом зависят от размера литого зерна и дисперсности карбидной сетки, что определяется условиями процесса кристаллизации [1]. Одним из наиболее эффективных способов управления параметрами первичной кристаллизации сталей и сплавов является ввод инокуляторов (гранул) в жидкий металл во время разливки [2].

Цель настоящей работы — исследование возможности диспергирования структуры и повышения механических свойств литых сталей типа Х12 и Р6М5, выплавляемых электрошлаковым методом, путем обработки жидкой металлической ванны инокуляторами.

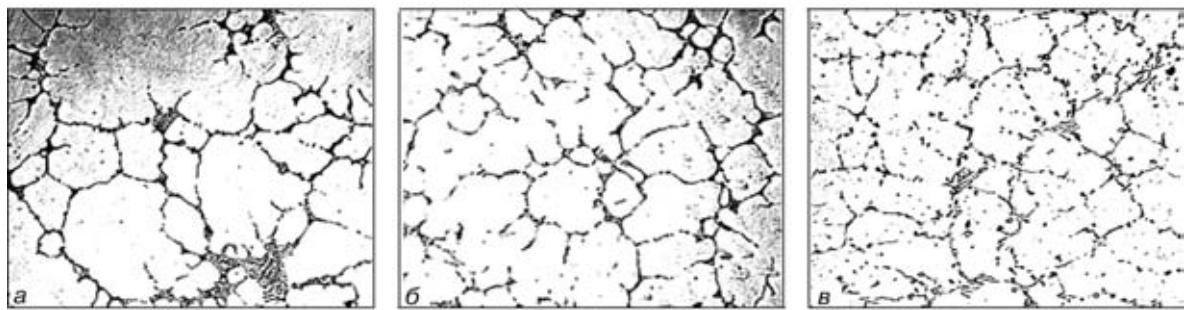
Максимальное диспергирование структуры литых сталей можно получить в том случае, когда вводимые инокуляторы полностью расплавляются в металле [3]. Согласно данным работы [4] полностью расплавляются в металлической ванне ино-

куляторы радиусом до 1 мм. При этом вводить гранулы в расплав необходимо с относительно малой скоростью [5].

Электрошлаковую выплавку (ЭШВ) опытных образцов из сталей Х12М и Р6М5 проводили на установке А-550 в кристаллизаторе диаметром 55 мм с использованием флюса АНФ-6. В соответствии с приведенными выше данными при ЭШВ отливок диаметром 55 мм целесообразно применять обработку жидкой металлической ванны гранулами радиусом до 1 мм с начальной скоростью их ввода в шлаковую ванну 0,1...0,2 м/с. Для полноты эксперимента и определения оптимальных размеров гранул применяли инокуляторы двух типоразмеров — 0,5 и 1,0 мм. Химический состав гранул полностью соответствовал химическому составу сталей марок Р6М5 и Х12М. Гранулы вводили в расплав засыпкой на шлак с помощью специального дозатора. Расход гранул варьировали в пределах 5...30 % от массы расплавляемого расходуемого электрода.

## Влияние расхода инокуляторов при ЭШВ на структуру отливок стали Р6М5

Вариант технологии	Радиус инокулятора, мм	Диаметр ячеек карбидной сетки		Ширина скоплений эвтектики, мм	
		Среднее значение, мм	Балл зерна по ГОСТ 5639-82	Среднее значение	Среднее из максимальных значений на площади 1 мм <sup>2</sup>
ЭШВ		0,15	2	0,055	0,060
ЭШВ с вводом 5 % инокуляторов	0,5	0,15	2	0,054	0,060
	1,0	0,14	2	0,052	0,057
То же 10 % инокуляторов	0,5	0,14	2	0,053	0,058
	1,0	0,10	3	0,048	0,050
То же 25 % инокуляторов	0,5	0,12	3	0,046	0,050
	1,0	0,08	4	0,032	0,035



Микроструктура ( $\times 200$ ) отливок стали Р6М5, полученных ЭШВ по обычной технологии (а) и с вводом 10 % (б) и 25 % (в) инокуляторов от массы расплавляемого расходуемого электрода

Исследование микроструктуры образцов, полученных ЭШВ по обычной технологии и с вводом инокуляторов, показало заметное влияние размера гранул и их расхода на геометрические параметры карбидной сетки. Так, при использовании гранул радиусами 0,5 и 1,0 мм и их расходе 20...25 % от массы расплавляемого расходуемого электрода диаметр ячеек карбидной сетки литьих сталей Р6М5 и Х12М максимально уменьшается в среднем в 1,25–1,35 и 1,9–2,0 раза, а ширина скоплений эвтектики — в 1,16–1,23 и 1,65–1,7 раза соответственно по сравнению с аналогичными структурными параметрами отливок ЭШВ без добавки гранул (таблица). При расходе гранул 4...6 % от массы расплавляемого расходуемого электрода заметных изменений в структуре металла не происходит. Эффект воздействия на строение карбидной эвтектики при расходе гранул 8...10 % от массы расплавляемого расходуемого электрода наблюдается только в случае ввода гранул радиусом 1,0 мм. В частности, диаметр ячеек карбидной сетки уменьшается в 1,45–1,5 раза, а ширина скоплений эвтектики — в 1,15–1,2 раза. Различное влияние инокуляторов радиусами 0,5 и 1,0 мм при их одинаковом массовом расходе на микроструктуру металла отливок связано с тем, что инокулятор меньшего размера, проходя через шлаковую ванну, прогревается по всему сечению и оплавляется быстрее. Вследствие этого снижается возможность переохлаждения металла на границе жидкой и твердой фаз и увеличивается количество центров и скорость кристаллизации металла. Расход гранул радиусами 0,5 и 1,0 мм более 30 % от массы расплавляемого расходуемого электрода приводит к нестабильному протеканию процесса электрошлаковой выплавки из-за неполного расплавления гранул и «вмораживания» их в литой металл.

Структура металла образцов стали Р6М5, выплавленных по обычной технологии ЭШВ, весьма разнозерниста, характерны широкие скопления карбидной эвтектики (рис. а). При введении инокуляторов структура электрошлакового металла становится более однородной и дисперсной — измельчается зерно и уменьшается ширина скоплений эвтектики (рис. б). При вводе гранул порядка 25 % от массы расплавляемого расходуемого электрода

все зерна имеют почти одинаковый размер, практически отсутствуют скопления эвтектики (рис. в).

Механические свойства литьих сталей Х12М и Р6М5 после обычного ЭШВ и с вводом инокуляторов радиусом 1,0 мм определяли после стандартной термической обработки. Твердость литьих сталей Р6М5 и Х12М ЭШВ с введением инокуляторов повысилась в среднем на 2...4 HRC, а ударная вязкость и предел прочности увеличились в 1,2–1,3 и 1,3–1,4 раза соответственно по сравнению с такими же свойствами сталей Р6М5 и Х12М, полученных традиционным способом ЭШВ, что является следствием диспергирования литой структуры.

Таким образом, ввод инокуляторов в жидкую металлическую ванну при ЭШВ инструментальных сталей положительно влияет на структуру и механические свойства металла. В стальах Р6М5 и Х12М, обработанных инокуляторами, снижается разнозернистость и уменьшаются размеры скоплений эвтектики: ширина скоплений эвтектики уменьшается в 1,65–1,7 раза, диаметр ячеек карбидной сетки — в 2,0 раза. Повышаются механические свойства металла — твердость на 1...5 HRC, ударная вязкость и предел прочности в 1,2–1,3 и 1,3–1,4 раза соответственно по сравнению с отливками, выплавленными без добавок гранул.

1. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев.: Наук. думка, 1981. — 680 с.
2. Затуловский С. С., Киреевский Б. А., Аленевич А. В. Влияние суспензионного литья на структуру, технологические и механические свойства углеродистой стали // Новые методы упрочнения литьих сплавов. — Киев.: ИПЛ АН УССР, 1977. — С. 167–175.
3. Цыкуленко А. К., Скрипник В. П., Нагаевский В. И. Исследование эффективности ввода макрохолодильников в процессе электрошлаковой выплавки горизонтальных слитков. — Электрошлаковая технология. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 72–75.
4. К выбору размеров сферических макрохолодильников, взаимодействующих с расплавом металла / В. И. Нагаевский, А. К. Цыкуленко, В. С. Кошман, А. Д. Чепурной // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 2. — С. 8–10.
5. Численное моделирование движения и нагрева макрохолодильников в шлаковой ванне / В. Ф. Демченко, А. К. Цыкуленко, А. Н. Барышев, В. П. Андреев // Автомат. сварка. — 1984. — № 9. — С. 24–28.

Запорожский национальный технический ун-т

Поступила 27.11.2003



# ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 669.187.2:537.533.001.4

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ ИСПАРЕНИЯ И ОСАЖДЕНИЯ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

Б. А. Мовчан, К. Ю. Яковчук

Представлены технические характеристики и конструктивные особенности электронно-лучевых установок, разработанных в Международном центре электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона и предназначенных для получения материалов и покрытий путем электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме. Рассмотрены пути дальнейшего развития и совершенствования электронно-лучевого оборудования, связанные с внедрением новых технологических процессов в машиностроении.

Technical characteristics and design features of electron beam installations, designed at the International Center of electron beam technologies of the E.O.Paton Electric Welding Institute and used for producing materials and coatings by electron beam evaporation and subsequent condensation in vacuum, are presented. The ways for further development and improvement of electron beam equipment, connected with implementation of new technological processes in machine-building, are considered.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое испарение и осаждение (EB-PVD); неорганические материалы; электронно-лучевые установки; покрытия; лопатки турбин

Исследование и разработка оборудования для получения материалов и покрытий методом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (EB-PVD в англоязычной терминологии) обусловлены насущными требованиями современного научно-технического прогресса и большими возможностями этой технологии [1–3].

Процессы испарения (атомизации) веществ и последующей конденсации паровой фазы составляют уникальный технологический комплекс, позволяющий создавать новые материалы и покрытия. Находясь в паровой фазе, вещества «не знают» законов растворимости. Поэтому, путем испарения одновременно нескольких веществ, смешивания их паровых потоков и последующей конденсации на подложке, можно достичь таких сочетаний и соотношений компонентов, создать такие структуры, которые очень трудно или невозможно получить другими методами. Технологии подобного уровня прецизионности принято классифицировать как нанотехнологии.

В середине 60-х годов прошлого столетия на базе мощных электронно-лучевых пушек были разработаны технические средства для высокоскоростного

испарения веществ в вакууме и начаты систематические исследования структуры и свойств массивных конденсаторов толщиной 1...2 мм [4]. Накопленные к настоящему времени экспериментальные данные подтверждают возможность получать из паровой фазы новые неорганические материалы и покрытия с заданными составом и структурой: аморфные и нанокристаллические материалы с неравновесной структурой, включая алмазоподобные фазы на основе углерода; дисперсно-упрочненные, микрослойные и микропористые материалы на основе металлов, сплавов и керамики. Возможен также синтез на поверхности конденсации интерметаллидов, тугоплавких соединений и многофазных систем на их основе. Разработаны функционально-градиентные материалы и покрытия.

В период 1970–1991 гг. ИЭС им. Е. О. Патона являлся ведущей и, по сути, единственной организацией в СССР, которая занималась исследованиями в области электронно-лучевых технологий, а также конструированием и производством соответствующего оборудования. В этот период были разработаны лабораторные и опытно-промышленные установки для получения материалов и покрытий [5–7], узкоспециализированные установки для осаждения различных покрытий, например на металлическую ленту и проволоку [8, 9] или на лопатки газовых турбин [10, 11].



Особенностями этих установок являлись применение 4–6 плосколучевых пушек мощностью 60 кВт каждая с ускоряющим напряжением порядка 18...22 кВ и одним высоковольтным источником питания для всех пушек, а также прямой электронно-лучевой нагрев поверхности конденсации (деталей). В 1980–1990 гг. 15 специализированных промышленных установок типа УЭ-175 и УЭ-187 [10, 11] для нанесения покрытий на лопатки газовых турбин работали на предприятиях Минавиапрома, Минсудпрома и Мингазпрома СССР. Многие из них продолжают успешно эксплуатироваться и в настоящее время.

Развитие электронно-лучевых установок в Европе и США шло по пути создания крупных узкоспециализированных высокопроизводительных установок для осаждения покрытий в основном на лопатки газовых турбин [12–14]. Особенностями этих установок являются использование аксиальных электронно-лучевых пушек мощностью до 100...250 кВт с ускоряющим напряжением до 40 кВ, а также преимущественно радиационный нагрев деталей.

Международный центр электронно-лучевых технологий (МЦ ЭЛТ) ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, начавший свою деятельность в 1994 г., разработал и производит в настоящее время три типа новых установок, относящихся ко второму поколению: лабораторные установки УЭ-205, опытно-промышленные УЭ-204, промышленные УЭ-207П.

Создание подобных установок направлено на обеспечение дальнейшего развития электронно-лучевой технологии осаждения из паровой фазы новых материалов и покрытий, начиная от лабораторных исследований и завершая промышленным производством.

К главным особенностям новых установок следует отнести:

модульный принцип исполнения элементов установки и гибкость в ее переналадке с одного технологического процесса на другой. Для этого основная камера выполнена в виде водоохлаждаемого каркаса с пристыкованными съемными стенками, камерами пушек, загрузочными камерами и т. п.;

усовершенствованный вариант электронно-лучевых пушек с двухступенчатой сис-

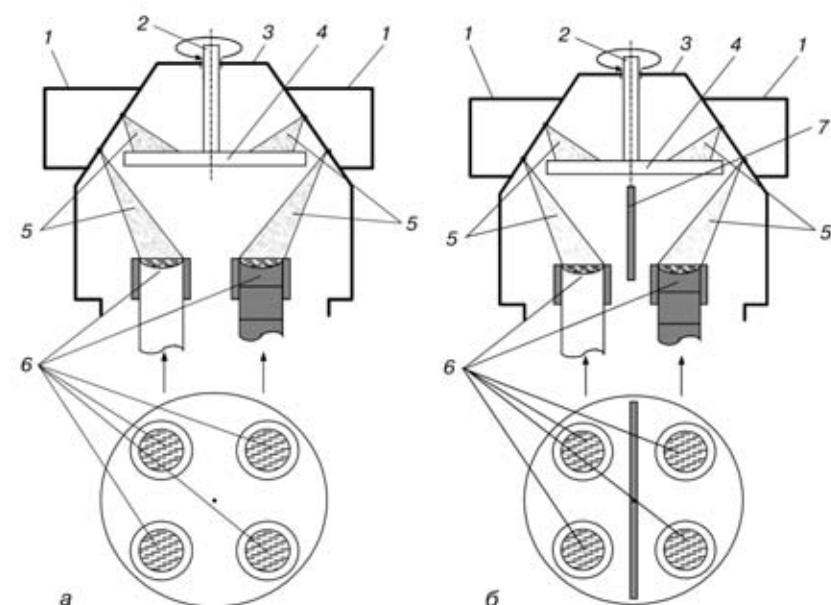


Рис. 1. Основные технологические схемы испарения и конденсации: *а* – из четырех независимых источников со смешанными паровыми потоками; *б* – с экраном для разделения паровых потоков; 1 – камера пушек; 2 – вертикальный вал вращения подложки; 3 – вакуумная камера; 4 – подложка; 5 – электронные лучи для нагрева и испарения; 6 – испаряемые материалы в виде слитков или прессованных штабиков; 7 – разделительный экран

темой дифференциальной высоковакуумной откачки, позволяющий осуществлять процесс испарения с введением реактивных газов в рабочую камеру;

повышенная частота (до 400 Гц) сканирования электронного луча, позволяющая плавно регулировать нагрев и испарение веществ;

устройство для ионизации парового потока и подачи смесения на подложку;

компьютеризированная система управления установкой, обеспечивающая сбор и хранение информации, управление лучами пушек, управление вакуумным оборудованием, в том числе в автоматическом режиме;

многотигельные испарители карусельного типа для испарения композиционных керамических

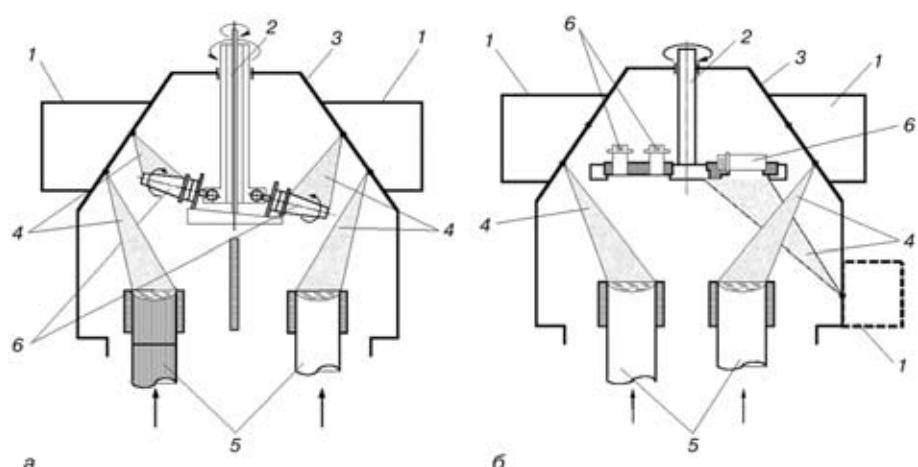


Рис. 2. Технологические схемы испарения и конденсации: *а* – осаждение защитных и конструкционных покрытий на лопатки; *б* – осаждение жаропрочных сплавов при ремонте лопаток; 1 – камера пушек; 2 – вертикальный вал вращения подложки; 3 – вакуумная камера; 4 – электронные лучи для нагрева и испарения; 5 – испаряемые материалы в виде слитков или прессованных штабиков; 6 – подложка

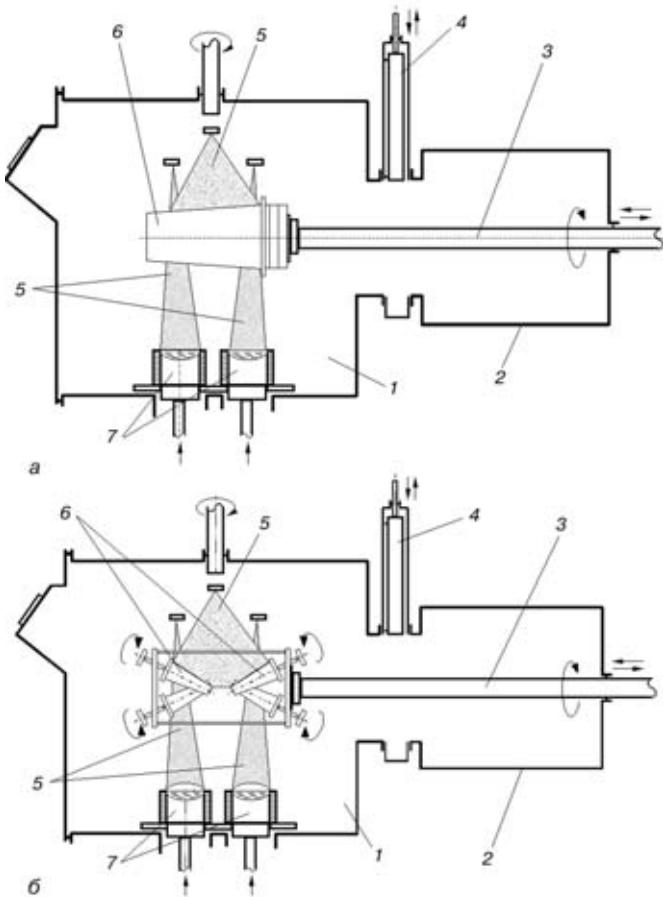


Рис. 3. Технологические схемы осаждения защитных покрытий: *а* — на крупногабаритные лопатки турбин; *б* — на лопатки авиационных газотурбинных двигателей; 1 — основная камера; 2 — загрузочная камера; 3 — горизонтальный вал; 4 — вакуумный затвор; 5 — электронные лучи для нагрева и испарения; 6 — лопатки; 7 — испаряемые слитки

слитков при одностадийном технологическом процессе осаждения градиентных покрытий.

Лабораторная установка УЭ-205 и опытно-промышленная установка УЭ-204 предназначены для осуществления всех известных технологических вариантов электронно-лучевого испарения и последующего осаждения паровой фазы на подложке заданной конфигурации. Регулируя с помощью тех-

нологических параметров осаждения сцепление конденсаторов с подложкой, можно достичь хорошего физического контакта (адгезии) на границе или, наоборот, создать условия для отделения полученного материала от подложки. Конденсируемые материалы можно получать в виде: относительно тонких (10...150 мкм) покрытий на готовых изделиях; толстых (1...2 мм) конструкционных покрытий, выполняющих функцию несущего элемента конструкций; фольги, ленты, листы и даже отдельных массивных заготовок толщиной до 20 мм для последующей термопластической обработки.

Скорость конденсации паровой фазы на стационарной подложке можно регулировать в широких пределах, например 1...15 мкм/мин для керамических материалов и 10...50 мкм/мин для металлических материалов.

Установки УЭ-205 и УЭ-204 отличаются количеством и мощностью испарителей, размерами рабочей и загрузочной камер, камер пушек и др., но имеют подобные конструктивные формы и одинаковые функциональные возможности. На рис. 1—3 показаны основные технологические схемы испарения и конденсации, реализуемые в этих установках.

На рис. 1 представлена схема испарения из четырех независимых источников и последующей конденсации парового потока на горизонтально расположенной дисковой подложке, вращающейся относительно оси вертикального вала. Схема на рис. 1, *а* соответствует технологическому процессу одновременного испарения и последующей конденсации смешанного парового потока. Например, осаждение никелевых многокомпонентных сплавов путем одновременного раздельного испарения с заданной скоростью нескольких слитков чистых металлов или сплавов, компоненты которых имеют близкие значения давления пара при температуре испарения: Ni-Co-Cr-Al, W-Re-Ta, Mo-Nb-Hf [1].

Подобным образом могут быть получены также многокомпонентные композиционные металлокерамические и керамические конденсаторы практически любого химического состава. Температура подложки и скорость испарения (конденсации) — основные технологические параметры, позволяющие в широких пределах варьировать структуру конденсаторов при заданном химическом составе.

Технологическая схема на рис. 1, *б* отличается от предыдущей наличием в рабочей камере экрана, разделяющего испарители на две группы.

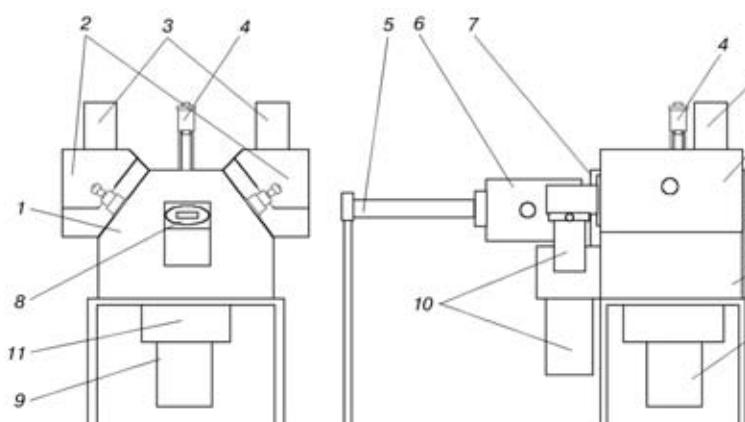


Рис. 4. Блок-схема электронно-лучевых установок типа УЭ-205 и УЭ-204: 1 — основная камера; 2 — камеры пушек; 3 — турбонасосы; 4 — вертикальный вал; 5 — горизонтальный вал; 6 — загрузочная камера; 7 — вакуумный затвор; 8 — смотровая система; 9 — механизмы перемещения; 10 — диффузионные насосы; 11 — камера слитков



Рис. 5. Общий вид электронно-лучевых установок: *а* — УЭ-205; *б* — УЭ-204

В этих условиях поверхность подложки в виде врачающегося диска будет поочередно находиться в зонах парового потока, создаваемого различными испарителями. В результате образуется слоистая структура конденсата. Скорость испарения исходных веществ и скорость вращения диска позволяют достаточно свободно регулировать толщины чередующихся микрослоев, а сочетания выбранных исходных испаряемых веществ — заданную структуру и свойства конденсатов.

Рассмотренные технологические схемы с применением вертикального вала для вращения подложки можно усложнить и адаптировать для осаждения покрытий на конкретные изделия, например, лопатки газовых турбин.

На рис. 2, *а* и *б* показаны схемы осаждения защитных и конструкционных покрытий на рабочую поверхность лопаток и конструкционных покрытий, по химическому составу аналогичных составу жаропрочного сплава, на торцы и стенки при ремонте лопаток. Как видно, простая дисковая подложка в этих схемах заменена на более сложные конструкции для крепления и вращения лопаток. Технологическая схема на рис. 2, *б* предусматривает также применение дополнительной камеры (показана пунктиром) для размещения пушек и обеспечения нагрева лопаток снизу. Возможны и другие варианты крепления деталей с использованием вертикального вала.

Установки УЭ-205 и УЭ-204 имеют загрузочную камеру, пристыкованную к задней стенке рабочей камеры, с горизонтальным валом для крепления и передачи движения подложкам (деталям).

Технологические схемы осаждения защитных покрытий на лопатки больших и малых размеров показаны на рис. 3. Горизонтальный вал рационально применять при осаждении покрытий на поверхность изделий, которые должны вращаться относительно собственной горизонтальной оси в паровом потоке осаждаемого материала.

Блок-схема установок УЭ-205 и УЭ-204 и их общий вид представлены на рис. 4 и 5. Основные технические характеристики этих установок, разработанных и производимых в МЦ ЭЛТ, следующие:

	УЭ-205	УЭ-204	УЭ-207П
Размеры главной рабочей камеры, мм:			
длина	770	1000	1000
ширина	654	1000	980
высота	610	800	640
Количество электронно-лучевых пушек, шт.	4	6	4
Характеристики электронно-лучевых пушек:			
мощность, кВт	40	60	60
ускоряющее напряжение, кВ	20	20	20
анодный ток, А	2	3	3
Мощность высоковольтного источника питания, кВ·А	160	300	250
Размеры загрузочной камеры, мм:			
длина	450	700	800
ширина	300	410	500
высота	300	480	500
Диаметр отверстия затвора, разделяющего основную и загрузочную камеры, мм	178	300	300
Количество испарителей, шт.:			
традиционных	4	5	2
или карусельного типа	1	2	2
Диаметр испаряемых слитков, мм	50	70	70
Максимальная длина испаряемых слитков, мм	200	300	300
Максимальный размер подложки, на которую осаждается покрытие, мм:			
плоская прямоугольная	200×140	400×280	500×280
плоская круглая, диаметр	380	480	—
Максимальный диаметр изделий, помещаемых в загрузочную камеру, мм	140	280	280

Промышленная установка УЭ-207П предназначена в первую очередь для осаждения всех вариантов защитных покрытий на детали турбин: жаростойких, коррозионно- и эрозионностойких, термобарьерных, демифицирующих и др.

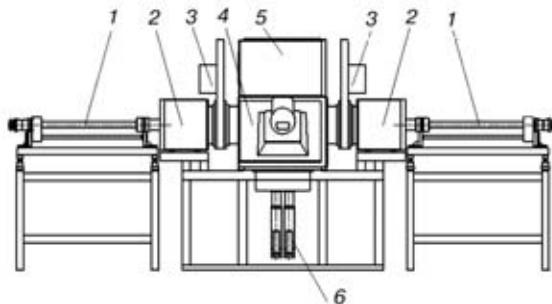


Рис. 6. Блок-схема электронно-лучевой установки УЭ-207П: 1 — механизм перемещения и вращения изделий; 2 — загрузочная камера; 3 — вакуумный затвор; 4 — главная камера; 5 — камера пушек; 6 — механизм подачи слитков

На рис. 6 показана блок-схема установки, имеющей традиционную конструкцию: прямоугольную рабочую камеру, одну или две загрузочные камеры с горизонтальными валами для крепления деталей и передачи движения. В загрузочных камерах предусмотрена возможность ионной очистки поверхности деталей и их подогрев перед перемещением в рабочую камеру. Четыре электронно-лучевые пушки мощностью 60 кВт каждая, расположенные в камере пушек, предназначены для подогрева деталей и испарения материала покрытий. Основные характеристики установки УЭ-207П приведены выше.

Установка УЭ-207П так же, как и ранее рассмотренные установки УЭ-205 и УЭ-204, в зависимости от конкретных требований может быть укомплектована традиционными испарителями (водоохлаждаемым тиглем с вертикальным штоком для перемещения испаряемого слитка) и/или новыми испарителями карусельного типа для испарения композиционных слитков.

Как было показано ранее [2, 3], испарение композиционных слитков позволяет за один технологический цикл осаждать многослойные градиентные покрытия, состоящие из связующих и внешних рабочих слоев, например, градиентное термобарьерное покрытие на лопатках газовых турбин, состоящее из связующего слоя интерметаллида NiAl, внешнего керамического слоя ZrO<sub>2</sub>(7 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и двух переходных слоев подложка/связующий слой и связующий слой/керамика [3]. Подобные термобарьерные покрытия более экономичны по сравнению с покрытиями, полученными с помощью традиционных многостадийных технологий, имеют высокую степень повторяемости состава, структуры и свойств, повышенную надежность и долговечность.

На рис. 7 показан общий вид блока испарителей, состоящий из традиционного испарителя и 5-позиционного испарителя карусельного типа. Подобный блок испарителей предназначен в первую очередь для нанесения градиентных термобарьерных покрытий по одностадийной технологии путем испарения композиционных керамических слитков из многотигельного испарителя карусельного типа. В случае необходимости нанесения жаростойкого связующего слоя типа MCrAlY используется металлический слиток соответствующего химического состава, помещаемый в традиционный испаритель. Осаждение переходных зон и внешнего керамического слоя термобарьерного покрытия производится путем нагрева и последующего полного испарения одного композиционного керамического слитка.

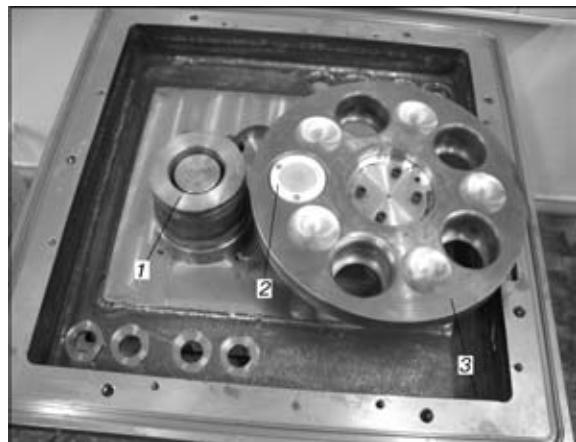


Рис. 7. Общий вид блока испарителей: 1 — традиционный испаритель диаметром 70 мм; 2 — композиционный керамический слиток для осаждения градиентных термобарьерных покрытий; 3 — 5-позиционный испаритель карусельного типа

Проворотом карусели на фиксированный угол обеспечивается перемещение следующего композиционного керамического слитка для его испарения и нанесения покрытия на следующую партию деталей (лопаток). Имеющиеся на поверхности карусельного испарителя пять водоохлаждаемых лунок диаметром 50 мм обеспечивают возможность испарения различных добавок, например, с целью создания барьераного слоя на подложке или для регулирования пористости осаждаемого покрытия.

Система управления рассмотренными установками ориентирована на прецизионный контроль и регулирование основных элементов технологического процесса: например, скорости подачи материалов в зону испарения, температуры подложки, формы развертки и стабильности параметров электронного луча. Следует также подчеркнуть достоинства высоковольтного источника питания фирмы «Neeltran» (США), благодаря которому достигнута надежная стабилизация токов лучей пушек.

Система управления позволяет управлять вакуумной системой в ручном и автоматическом режимах с использованием персонального компьютера с отображением текущей информации на мониторе; управлять механизмами перемещения/вращения валов и испаряемых материалов (металлических и керамических слитков); управлять технологическим процессом нанесения покрытий (установкой и регулировкой параметров напыления); накапливать, отображать и сохранять технологические параметры в цифровой и графической формах в режиме реального времени (измеряемую температуру нагрева деталей, используемые развертки лучей, токи электронно-лучевых пушек, ускоряющее напряжение, уровни вакуума в камерах, величины перемещений и скорости вращения валов, величины остатков и расходов слитков в каждом из механизмов подачи, температуру охлаждающей воды в тиглях) при помощи персонального компьютера.

Система управления автоматически переводит установку в безопасное состояние при возникновении нештатных ситуаций, имеет звуковую и световую сигнализацию при аварийной ситуации, а также набор блокировок, гарантирующих безопасность при некорректных действиях оператора. Ис-



пользование подобных систем управления обеспечивает воспроизводимость технологических процессов и значительно упрощает работу операторов.

В заключение следует отметить, что применительно к указанным трем типам установок разработаны или адаптированы известные методы и устройства для химической и ионной очистки поверхности деталей или образцов перед осаждением покрытий в рабочей камере, ввода реактивных газов в рабочую камеру, ионизации паровой фазы и подачи смешения на поверхность конденсации.

Установки УЭ-204, УЭ-205 и УЭ-207П производит Международный центр электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона, используя широкую кооперацию с американскими и европейскими компаниями—поставщиками комплектующих частей: форвакуумных и вакуумных насосов, высоковольтных источников питания, вакуумных затворов, измерительных устройств и др.

1. Movchan B. A. EB-PVD technology in gas turbine industry: present and future // J. of Metals. — 1996. — N 11. — P. 40–45.
2. Movchan B. A. Functionally graded EB-PVD coatings // Surface and Coat. Technol. — 2002. — V. 149. — P. 252–262.
3. Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 2. — С. 10–16.
4. Bunshah R. F. Vacuum evaporation — history, recent developments and applications // Zeitschrift fur Metallkunde. — 1984. — 75. — N 11. — S. 840–846.
5. Электронно-лучевая установка для получения порошков чистых металлов и сплавов методом испарения и конден-

сации в вакууме // Б. А. Мовчан, А. А. Чевычелов, Р. С. Мисюра, Е. В. Дабижа // Специальная электрометаллургия. — 1983. — Вып. 51. — С. 62–65.

6. Бадиленко Г. Ф., Чуйков Ю. Б., Мовчан Б. А. Электронно-лучевая установка для получения конденсаторов на основе углерода // Там же. — 1990. — Вып. 69. — С. 55–59.
7. Пап П. А., Малащенко И. С., Иванов А. М. Лабораторная установка для получения защитных покрытий различного назначения электронно-лучевой конденсацией в вакууме // Там же. — 1975. — Вып. 27. — С. 98–104.
8. Электронно-лучевая установка УЭ-202 для нанесения покрытий на проволоку и ленту // Б. Е. Патон, В. И. Ульянов, Б. А. Мовчан и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 3. — С. 38–44.
9. Электронно-лучевая установка для нанесения покрытий на металлическую ленту // Г. Ф. Бадиленко, А. В. Демчинин, А. Е. Кушниренко и др. // Там же. — 1987. — № 2. — С. 44–47.
10. Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-175М для нанесения защитных покрытий на лопатки газовых турбин // А. И. Чертко, В. В. Шербецкий, Б. А. Мовчан и др. // Специальная электрометаллургия. — 1982. — Вып. 50. — С. 53–61.
11. Мовчан Б. А., Малащенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
12. Reinhold E., Botzler P., Deus C. EB-PVD process management for highly productive zirconia thermal barrier coating of turbine blades // Surface and Coating Technology. — 1999. — V. 120–121. — P. 77–83.
13. Aichert H., Hoffmann O., Stark F., Stephan H. Заявка 2821131, ICI C23 C13/03 Vakuumbeschichtungsanlage mit einer Kondensat-Auffangeinrichtung. — Опубл. 15.11.79.
14. Feuerstein A., Dietrich W., Lammermann H. Advanced PVD overlay coatings equipment for aircraft gas turbine applications // Токyo International Gas Turbine Congress 1987, October 26 to 31. — P. 271–278.

Международный центр электронно-лучевых технологий  
Ин-та электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 23.12.2003

## XII Международная научная конференция «Современные проблемы электрометаллургии стали»

5–7 октября 2004 г.

Российская Федерация, г. Челябинск



### ОРГАНИЗАТОРЫ

Министерство образования Российской Федерации  
Южно-Уральский государственный университет  
при поддержке администрации Челябинской области,  
ОАО «Челябинский электрометаллургический комбинат»,  
ОАО «Мечел», ЗАО «ПТК «Ферросплав», ЗАО «НСММЗ»

### ТЕМАТИКА

- Физико-химические основы производства стали и сплавов (включая ферросплавы)
- Технология выплавки стали и сплавов (в т. ч. ферросплавов) в электропечах
- Внепечная обработка стали и сплавов
- Специальная электрометаллургия (выплавка стали и сплавов в вакуумных индукционных и плазменных печах, электрошлаковый, электронно-лучевой, вакуумно-дуговой и плазменно-дуговой переплавы)
- Конструкция и работа электропечей и агрегатов внепечной обработки расплавов

По вопросам участия обращаться в Оргкомитет конференции:

Южно-Уральский государственный университет, кафедра пиromеталлургических процессов

454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76

Тел.: (3512) 67-92-92, факс: (3512) 67-91-61

E-mail: steel@met/susu/ac/ru, www: http://193.233.81.21/confer2004, http://www.susu.ac.ru/



## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, С. В. Ахонин, В. А. Березос

Разработана технология производства полых слитков циркониевого сплава методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Методами математического моделирования определены оптимальные технологические параметры плавки. Исследованы химический состав и механические свойства трубных заготовок.

Technology for production of hollow ingots from zirconium alloy using the method of electron beam cold hearth melting has been developed. Optimum technological parameters of melting were determined by the methods of mathematical simulation. Chemical composition and mechanical properties of tubular billets were investigated.

**Ключевые слова:** трубная заготовка; электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью; математическое моделирование; сплав циркония

Трубные заготовки из циркониевых сплавов традиционно получают способом прошивки цилиндрических слитков, выплавленных с помощью вакуумно-дугового переплава (ВДП) и прошедших предварительную механическую обработку. При этом пластическая обработка трудоемкая и требует содержания значительного парка кузнеочно-прессового оборудования.

С целью упростить существующую технологию и сократить потери металла при механической обработке в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана технология выплавки полых трубных заготовок способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) по следующей схеме. Исходный металл переплавляется в промежуточную емкость. Из промежуточной емкости непрерывно или порциями жидкий металл поступает в формирующий кристаллизатор (рис. 1), который состоит из внешней обечайки и внутреннего дорна, изготовленных из меди с каналами охлаждения. По мере наплавления слиток вытягивают из кристал-

лизатора. В процессе плавки электронные лучи перемещаются по верхнему торцу формируемого слитка в зоне контакта расплава с рабочей поверхностью дорна и кристаллизатора. Одновременно развертка луча по свободной поверхности расплава обеспечивает заданный температурный режим в металлической ванне. Такой характер обогрева слитка предотвращает образование усадочной раковины, способствует растеканию поступающего металла по поверхности слитка в кристаллизаторе [1].

Для определения температурных условий формирования полых трубных заготовок использовалась разработанная математическая модель [2]. Модель основана на решении уравнения теплопроводности Фурье в области полого слитка:

$$C_V \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r}) + \frac{\partial}{\partial z} (\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z}),$$

$$R_1 < r < R_2; \quad 0 < z < H_{\text{сл}}(t); \quad t > 0,$$

где  $C_V$  — теплоемкость;  $\lambda$  — теплопроводность;  $R_1$ ,  $R_2$  — внутренний и внешний радиусы слитка;  $H_{\text{сл}}(t)$  — текущая высота слитка. Основными параметрами математической модели (и технологического процесса) являются производительность плавки (скорость наплавления слитка), тепловая мощность, используемая для обогрева верхнего торца слитка, и закон ее распределения  $q(r, t)$  по обогреваемой поверхности (поверхностная плотность теплового потока).

Закон распределения определяется требованиями, предъявляемыми к глубине и форме металлической ванны. В нашем случае таковыми требованиями являются минимальная глубина (тонкая



Рис. 1 Процесс получения полых слитков

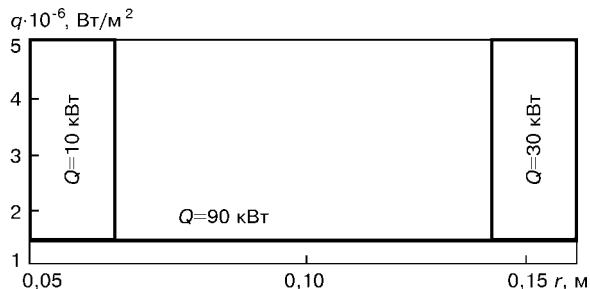


Рис. 2. Схема распределения тепловой мощности по обогреваемой поверхности слитка

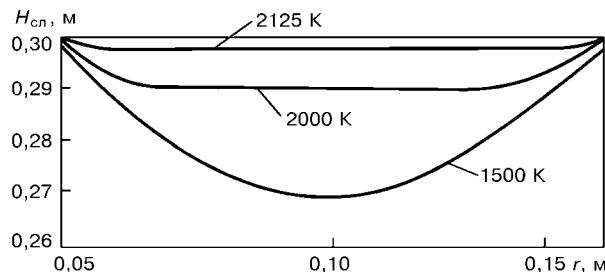


Рис. 3. Изотермы температурного поля полого слитка

пленка жидкого металла) и цилиндрическая форма ванны (дно ванны плоское). Исходя из этого, рассчитывали  $q(r,t)$  для полого циркониевого слитка наружным диаметром 0,3 м и внутренним 0,1 м при квазистационарном режиме плавки.

Расчеты показывают, что для компенсации потерь тепла излучением поверхности при ее температуре 2200 К необходима поверхностная плотность теплового потока  $q = 7 \cdot 10^5 \text{ Вт}/\text{м}^2$ . Такая же величина  $q$  требуется для компенсации потока тепла в глубь слитка за счет кондуктивной теплопроводности. Тогда интегральный расход тепла  $Q$  на излучение и отвод в глубь слитка составит 90 кВт. Поверхностная плотность теплового потока у стенок дорна и кристаллизатора в 3–4 раза больше, чем в остальной зоне. Ширина зоны (кольца) с повышенной плотностью теплового потока при плавке равнялась диаметру фокального пятна электронного луча — 0,02 м. В эту зону необходимо подать дополнительную мощность  $Q = 40 \text{ кВт}$  (30 кВт у стенки кристаллизатора и 10 кВт у стенки дорна). Тогда общий тепловой поток составит 130 кВт. При нагреве циркония электронным лучом эффективный КПД составляет 80...85 % [3]. С учетом этого мощность электронно-лучевых пушек, используемых для нагрева верхнего торца выплавляемого слитка, составляет 160...180 кВт. Проведенный расчет режима обогрева иллюстрирует рис. 2. При этом, как видно из температурного поля слитка (рис. 3), глубина жидкой ванны на поверхности слитка минимальна.

Экспериментальные плавки полых слитков циркония проводили в соответствии с технологией, описанной выше, с использованием рекомендованного режима их обогрева в кристаллизаторе. Анализ структуры полых слитков показывает, что металл заготовки плотный, без дефектов литьевого происхождения. Направление роста кристаллов вертикальное с весьма незначительным углом разориентации отдельных кристаллов относительно верти-

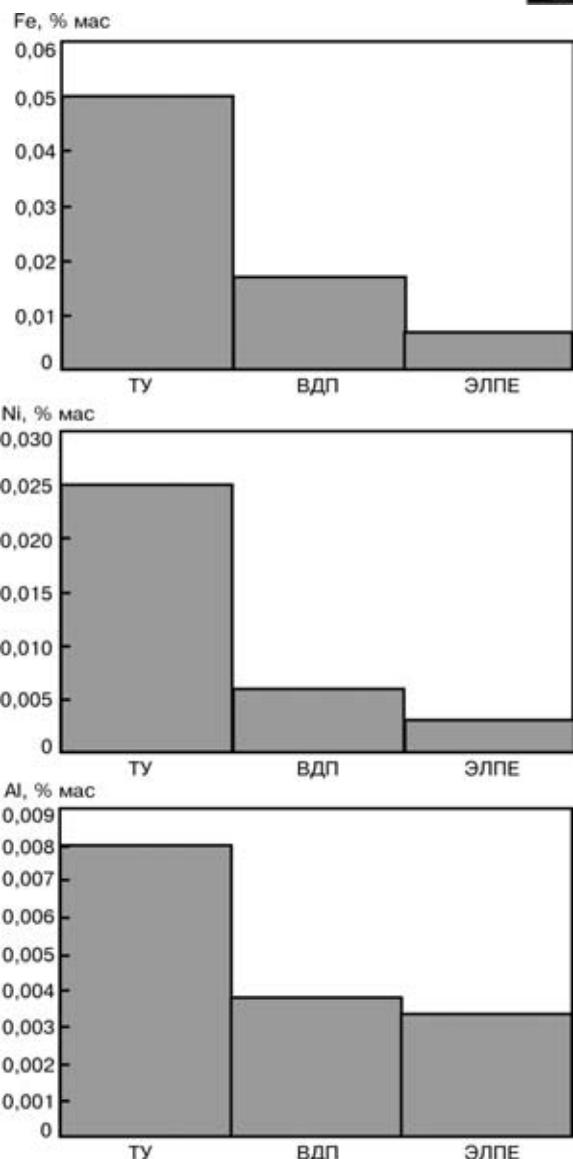


Рис. 4. Содержание железа, никеля и алюминия в цирконии после ЭЛПЕ и ВДП

кальной оси слитка. Так как процесс получения полых слитков циркония методом электронно-лучевой плавки осуществляют в высоком вакууме, то происходит эффективная очистка циркония от железа, никеля и алюминия. При этом степень рафиниро-



Рис. 5. Внешний вид полого слитка после оплавления



**Механические свойства труб диаметром 88×79,5 мм**

Трубная заготовка	$t = 20^\circ\text{C}$			$t = 350^\circ\text{C}$		
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
ЭЛПЕ	<u>620...700</u> 656	<u>435...495</u> 472	<u>21,5...26,0</u> 23,7	<u>375...465</u> 433	<u>255...345</u> 309	<u>19,0...25,0</u> 20,75
ВДП	<u>540...700</u> 611	<u>360...520</u> 428	<u>19...31</u> 25,6	<u>320...470</u> 381	<u>200...340</u> 257	<u>19...34</u> 27,2

**Примечание.** Над чертой приведены минимальные и максимальные значения, под чертой — средние

вания металла от этих примесей при ЭЛПЕ выше, чем при вакуумно-дуговом переплаве (рис. 4). Твердость металла слитков находится в пределах требований ТУ — 75...85 HV.

Слитки, полученные способом ЭЛПЕ, имеют поверхностные дефекты в виде гофр, присущие переплавным процессам. Для их устранения обычно применяют механическую обработку (обдирку), вследствие чего потери металла составляют до 15 % [4]. С целью сократить потери металла в стружку вместо механической обработки применяли технологию оплавления наружной поверхности слитков электронным лучом [5]. При оплавлении поверхности трубной заготовки угловую скорость вращения варьировали в пределах 0,003...0,005 рад/с, поверхностную плотность теплового потока —  $(0,8...1,2) \cdot 10^7 \text{ Вт}/\text{м}^2$ . При таких режимах поверхностный слой проплавляется на глубину 0,003...0,008 м, что обеспечивает полное устранение поверхностных дефектов (рис. 5).

Исследования механических свойств труб, изготовленных из выплавленных по описанной технологии трубных заготовок, показали, что их прочностные свойства, по сравнению со штатными, несколько выше и более стабильны (таблица). Установлено также снижение относительной деформации и скорости ползучести при испытаниях в условиях, близких к рабочим.

## Выходы

1. Технология получения циркониевых трубных заготовок методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и применение электронно-лучевого оплавления их поверхности позволяют значительно снизить расход металла и сократить количество технологических операций. При этом качество трубных заготовок ЭЛПЕ полностью отвечает требованиям технических условий.

2. Применение метода математического моделирования для изучения теплофизических условий формирования трубных заготовок позволило оптимизировать режим электронно-лучевого нагрева слитка при незначительном количестве натурных экспериментов.

1. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
2. Жук Г. В., Ахонина Л. В., Тригуб Н. П. Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti-6Al-4V при ЭЛПЕ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 21–25.
3. Рыкалин Н. Н., Зуев И. В., Углов А. А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. — М: Машиностроение, 1978. — 239 с.
4. Шуравлев М. В. Методы зачистки поверхностных дефектов металла. — М.: Металлургиздат, 1953. — 56 с.
5. Электронно-лучевое оплавление слитков титана / А. Н. Пикулин, Г. В. Жук, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин. — Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 17–19.

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

Поступила 27.04.2004



УДК 669.187.526.002.2

# ПОЛУЧЕНИЕ СЛИТКОВ МЕДИ ВЫСОКОГО КАЧЕСТВА ИЗ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

**С. В. Хомутский, О. Н. Козловец, В. В. Ищенко**

Описана технология получения слитков высококачественной меди из отходов промышленности с помощью электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью. Представлена конструкция промежуточной емкости. Предлагаемая технология позволяет выплавлять медные слитки высокого качества диаметром от 100 до 300 мм, длиной до 2-х метров. Приведены данные о структуре, химическом составе и механических свойствах медных слитков.

Technology of producing ingots of high-quality copper from industrial wastes using electron beam remelting with an intermediate crucible is described. Design of the intermediate crucible is given. The offered technology makes it possible to melt high-quality copper ingots of diameter from 100 to 300 mm and up to 2 m length. The data are presented about structure, chemical composition and mechanical properties of copper ingots.

**Ключевые слова:** электронно-лучевой переплав; промежуточная емкость; медь; структура; механические свойства

Электротехническая и электронная отрасли современной промышленности предъявляют все более жесткие требования к качеству используемых металлов, в том числе и к меди. Существующие способы получения меди, такие как электрошлаковый, вакуумно-дуговой, плазменный, индукционный, вакуумно-индукционный [1], не обеспечивают ее высокого качества. Каждый из них имеет свои недостатки: взаимодействие с материалом футеровки, с окружающей средой, невозможность подачи в зону плавки раскисляющих и легирующих компонентов [1, 2].

С этой точки зрения наиболее перспективным процессом является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [3], которая позволяет получать высококачественную медь из медных отходов, в том числе и прессованной стружки.

Цель настоящей работы — выплавка слитков меди из отходов промышленности методом электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью.

Для этого специально была разработана и изготовлена промежуточная ёмкость (рис. 1), которая конструктивно состоит из трех секций: флотационного рафинирования (1), дисциляционного рафинирования (2) и секции накопления жидкого металла и порционного его слива в кристаллизатор (3). Между второй и третьей секциями установлен перфорированный барьер (4) для задержки шлака и неметаллических включений.

Плавление исходной шихты происходит в секцию флотационного рафинирования. В этой секции осуществляется предварительная очистка меди от легколетучих компонентов и компонентов с высокой упругостью пара, после чего металл перетекает в секцию дисциляционного рафинирования. Здесь жидкая медь, проходя сквозь древесный уголь, очи-

щается от вредных примесей и затем перетекает в накопительную секцию через перфорированный барьер, который очищает ее от неметаллических включений. В секции 3 происходит усреднение химического состава металла и он сливаются в кристаллизатор.

Выплавку слитков производили на установке УЭ-208 [4] с описанной выше промежуточной емкостью в кристаллизатор диаметром 200 мм. Внешний вид полученных слитков меди показан на рис. 2. Как видно, слитки имеют хорошую боковую поверхность, рванин и горячих трещин нет.

Макроструктуру выплавленных слитков меди изучали на поперечных темплетах, вырезанных из головной и донной частей слитка.

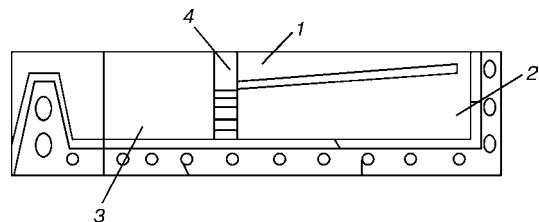


Рис. 1. Схема промежуточной емкости для получения качественной меди



Рис. 2. Внешний вид слитков меди ЭЛПЕ

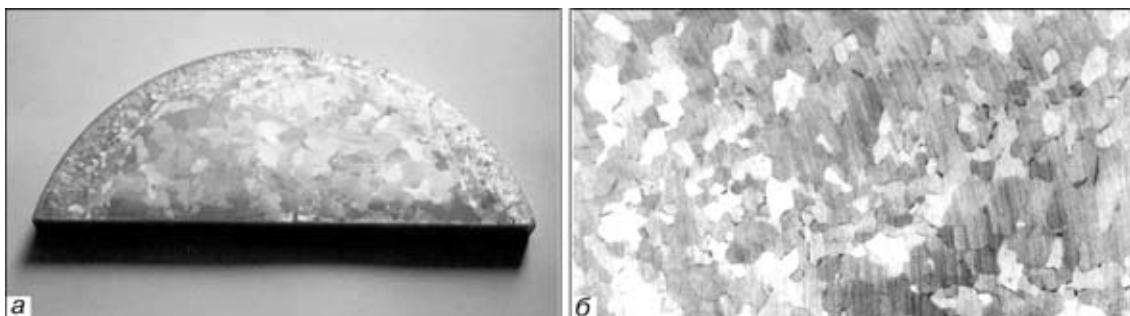


Рис. 3. Макроструктура слитка меди ЭЛПЕ: а — поперечный разрез; б — продольный разрез

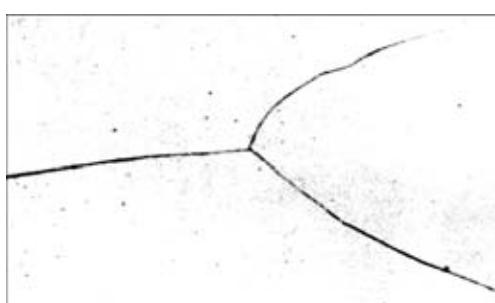


Рис. 4. Микроструктура слитка меди ЭЛПЕ



Рис. 5. Токоподводник к выкатной тележке

## Химический состав слитков меди

Исходное сырье	Метод получения	Содержание примесей, % мас									
		Sb	As	Ni	Zn	Fe	P	S	O	H	N
Медный лом	ЭЛПЕ	0,001	0,0009	0,002	0,001	0,002	Следы	Следы	0,015	Следы	Следы
ГОСТ 859-78	—	0,002	0,001	0,002	0,002	0,002	—	0,003	0,04	0,0001	0,0001

Травление проводили в концентрированной азотной кислоте. Травление металла равномерное, без темней и различно травяющихся зон, связанных с ликвационными процессами. Визуальный осмотр темплетов показал, что металл достаточно плотный, пор, раковин и других дефектов нет, что говорит о высоком качестве выплавленных слитков.

Макроструктура слитков (рис. 3) состоит из трех зон: узкой краевой зоны мелких столбчатых кристаллов шириной 10 мм; зоны очень мелких равноосных кристаллов шириной 2...4 мм; зоны, состоящей из зерен, близких к равноосным, и занимающей основную площадь темплета. Размеры зерен от 5×10 до 8×13 мм.

На микрошлифах дефектов не обнаружено. Наблюдается зернистая структура с чистыми границами (рис. 4). Химический состав слитков меди приведен в таблице.

Результаты механических испытаний меди ЭЛПЕ показали ее достаточно высокие свойства: твердость  $HB$  38...42, предел прочности — 125...140 МПа, относительные удлинение 50...52 %, сужение 80...82 %. Неудовлетворительные показатели были получены по электрическому сопротивлению, среднее значение которого составило 0,01706 мкОм·м [5].

Испытания на водородную хрупкость показали высокую пластичность меди ЭЛПЕ. Такая медь выдерживает в среднем не менее 10 гибов с перегибом до полного разрушения, а согласно ТУ 14-14-42-65 и ТУ ЦМО 31-65 медь должна выдерживать не менее 6-ти гибов с перегибом до полного разрушения [6].

Из слитков меди ЭЛПЕ были изготовлены токонаправляющие к выкатной тележке типа ТВЭ-6-40/LF2(КЭ-6С)УЗ на номинальные токи 630...2000 А и напряжение 6 кВ. Ток термической стойки 40 кА. Проверка токонаправляющих на соответствие ГОСТ 14693-90 и ТУ У 14306300.007-2000 показала, что все 12 видов испытаний получили положительную оценку. На рис. 5 показан токонаправляющий элемент к выкатной тележке К-XXIV, изготовленный из меди ЭЛПЕ и прошедший такие же испытания.

На основе проведенных исследований в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана про-

мышленная технология выплавки слитков высококачественной меди из отходов электротехнической и электронной промышленности, а также создана и испытана технологическая оснастка для ее реализации.

- Смирегин А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы. — М.: Металлургия, 1956. — 560 с.
- Алицкий В. А. Производство медных вайербарсов. — Свердловск: Свердл. кн. изд-во, 1956. — 320 с.
- Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 256 с.
- Электронно-лучевая установка УЭ-208 // А. Л. Тихоновский, А. А. Тур, А. Н. Кравец и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 1. — С. 71-74.
- Лившиц Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
- Копачев Б. А. Водородная хрупкость цветных металлов. — М.: Наука, 1966. — 232 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
ОО «Имидж», Киев  
Поступила 16.12.2003



УДК 669.187.526.001.4

## ТЕМПЕРАТУРА МЕТАЛЛА НА СКАТЕ РАСХОДУЕМОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ЭЛПЕ СПЛАВОВ ТИТАНА

**Н. Ф. Наконечный, В. Н. Федоров, В. А. Щекин-Кротов**

Приведена методика расчета температуры металла, стекающего со ската расходуемой заготовки при электронно-лучевом переплаве с промежуточной емкостью сплава титана ВТ1-0. Показано, что с увеличением производительности переплава с 0,078 до 0,148 кг/с температура перегрева металла над ликвидусом увеличилась с 31...55 до 93...172 °C.

Procedure of calculation of temperature of metal flowing down from the consumable billet inclined edge in electron beam intermediate crucible remelting of VT1-0 titanium alloys is described. It is shown that with increase in remelting efficiency from 0.078 to 0.148 kg/s the temperature of metal overheating above liquidus was increased from 31...55 up to 93...172 °C.

**Ключевые слова:** электронно-лучевой переплав; промежуточная емкость; расходуемая заготовка; слиток; температура

Электронно-лучевой переплав (ЭЛП) относится к одному из самых энергоемких металлургических производств. Для его совершенствования необходимо правильно рассчитывать сопровождающие его процессы теплообмена и, в частности, тепловые процессы и баланс тепла на скате расходуемой заготовки (РЗ). Хотя температура является важнейшим фактором, характеризующим тепловой процесс, до сих пор неясно, какова она у металла, стекающего со ската РЗ в промежуточную емкость (ПЕ). Автор работы [1] считает, что температура металла равна температуре его плавления, в работе [2] высказано мнение, что перегрев не превышает нескольких десятков градусов, а в работе [3], что он составляет более сотни градусов. Такое разнообразие мнений, по-видимому, обусловлено отсутствием надежных методов определения температуры расплавленного металла внутри плавильной камеры электронно-лучевой установки.

Цель данной работы состоит в том, чтобы определить взаимосвязь теплофизических свойств переплавляемого металла и технологических параметров плавки с температурой жидкого металла на скате РЗ и на основании этого предложить методику расчета указанной температуры.

Переплав расходуемой заготовки происходит при постоянной мощности электронных лучей и практически постоянной массовой скорости плавления и вытягивания слитка, которые непрерывно контролируются приборами. Плотность распределения энергии на торце РЗ также известна. Знание этих параметров позволяет рассчитывать температуру жидкого металла на скате заготовки.

Рассмотрим ситуацию на скате сплошной расходуемой заготовки из чистого титана при одинаковой плотности энергии на поверхности ската. Плотность теплового потока, проходящего сквозь скат РЗ, можно представить формулой

$$q_{\text{пп}} = \frac{t_{\text{ж}} - t_{\text{пл}}}{\frac{\delta}{\lambda_{\text{ж}}}}, \quad (1)$$

где  $t_{\text{ж}}$  и  $t_{\text{пл}}$  — температура жидкого металла со стороны падения электронных лучей и температура поверхности ската заготовки, по которой стекает жидкий металл соответственно. Поскольку эта поверхность есть фронт плавления РЗ из титана, ее температура равна температуре плавления титана, которая является постоянной и равна 1668 °C;  $\lambda_{\text{ж}} = 33,1 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot ^\circ\text{C})$  — теплопроводность жидкого титана [4];  $\delta$  — толщина слоя жидкого металла, стекающего по скату.

Из приведенного уравнения можно определить  $t_{\text{ж}}$ , если известны остальные величины, входящие в это уравнение:

$$t_{\text{ж}} = q_{\text{пп}} \frac{\delta}{\lambda_{\text{ж}}} + t_{\text{пл}}. \quad (2)$$

В уравнении (2) неизвестными являются две величины: толщина слоя жидкого металла и плотность теплового потока, проходящего сквозь скат. Толщина слоя жидкого металла (капелек, струек) на скате РЗ может быть определена методом сравнения его толщины с размерами сечения расходуемой заготовки, которые известны (измерены на фотографиях ската).

Плотность теплового потока, проходящего сквозь скат расходуемой заготовки, при некоторой



толщине слоя жидкого металла на нем равна мощности тепловой энергии  $q$ , затрачиваемой на нагрев, плавление и перегрев массы металла, равной массовой скорости переплава, отнесенной к площади поверхности ската, которая в данном случае является также площадью поверхности фронта плавления:

$$q_{\text{пп}} = \frac{q}{S_{\Phi\text{пп}}} = \frac{q}{S} = \frac{\left[ c_t (t_{\text{пл}} - t_{\text{n}}) + c_{\text{j}} (t_{\text{n}} - t_{\text{пл}}) + q_{\text{пл}} \right] m}{S}, \quad (3)$$

где  $c_t = 654,9 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$  — средняя теплоемкость твердого титана;  $c_{\text{j}} = 989,2 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$  — теплоемкость жидкого титана [4];  $t_{\text{n}}$ ,  $t_{\text{пл}}$  — начальная температура расходуемой заготовки и температура перегрева жидкого металла соответственно;  $q_{\text{пл}} = 295 \cdot 10^3 \text{ Дж}/\text{кг}$  — теплота плавления титана, ее рекомендуемое значение [5];  $m$  — массовая скорость плавления,  $\text{кг}/\text{с}$ ;  $S_{\Phi\text{пп}}$  — площадь поверхности фронта плавления. При плавлении на заводской ЭЛУ она практически вертикальна. Поэтому с достаточной точностью можно считать, что она равна площади  $S$  поперечного сечения расходуемой заготовки.

Учитывая, что

$$t_{\text{n}} = \frac{t_{\text{j}} + t_{\text{пл}}}{2} \quad (4)$$

и принимая во внимание уравнение (2), находим, что  $(t_{\text{n}} - t_{\text{пл}})$  в уравнении (3) равно  $\frac{1}{2} q_{\text{пп}} \frac{\delta}{\lambda}$ . Подставив это значение в уравнение (3) и решив его относительно  $q_{\text{пп}}$ , получим

$$q_{\text{пп}} = \frac{\left[ c_t (t_{\text{пл}} - t_{\text{n}}) + q_{\text{пл}} \right] m}{S - \frac{1}{2} c_{\text{j}} \frac{\delta}{\lambda} m}. \quad (5)$$

Подставив  $q_{\text{пп}}$  из уравнения (5) в выражение (2), найдем температуру жидкого металла со стороны падения электронных лучей:

$$t_{\text{j}} = \frac{\left[ c_t (t_{\text{пл}} - t_{\text{n}}) + q_{\text{пл}} \right] \frac{\delta}{\lambda} m}{S - \frac{1}{2} c_{\text{j}} \frac{\delta}{\lambda} m} + t_{\text{пл}}. \quad (6)$$

Подставив уравнение (6) в уравнение (4), определим среднюю температуру, при которой жидкий титан стекает по скату расходуемой заготовки в промежуточную емкость:

$$t_{\text{n}} = \frac{1}{2} \frac{\left[ c_t (t_{\text{пл}} - t_{\text{n}}) + q_{\text{пл}} \right] \frac{\delta}{\lambda} m}{S - \frac{1}{2} c_{\text{j}} \frac{\delta}{\lambda} m} + t_{\text{пл}}. \quad (7)$$

Из уравнения (7) видно, что температура жидкого металла изменяется прямо пропорционально толщине его слоя и массовой скорости переплава. Если  $\delta$  стремится к нулю, то температура жидкого металла приближается к температуре плавления титана.

Заменив символы постоянных величин в уравнениях (5) и (6) их числовыми значениями, получим формулы, удобные для расчета:

$$q_{\text{пп}} = \frac{1072742,6 \text{ м}}{S - 14,94 \text{ м}\delta} + t_{\text{пл}}; \quad (8)$$

$$t_{\text{j}} = \frac{32401 \text{ м}\delta}{S - 14,94 \text{ м}\delta} + t_{\text{пл}}; \quad (9)$$

$$t_{\text{n}} = \frac{16200,5 \text{ м}\delta}{S - 14,94 \text{ м}\delta} + t_{\text{пл}}. \quad (10)$$

Величину перегрева металла, стекающего в промежуточную емкость, над температурой ликвидус найдем из

$$\Delta t_{\text{n}} = t_{\text{j}} - t_{\text{пл}}. \quad (11)$$

Жидкий металл на скате расходуемой заготовки образуется из твердого. Толщина его слоя изменяется от нуля до некоторого максимального значения с ростом температуры титана выше температуры плавления.

В заводской практике расходуемая заготовка очень редко бывает сплошной, состоящей из одного куска. В подавляющем большинстве случаев РЗ состоит из множества отдельных кусков лома или брикетов губки, разделенных пустотами. При этом долю площади фронта плавления на скате РЗ можно с достаточной степенью точности считать равной доле объема  $k$  расходуемой заготовки, заполненного ломом:  $S_{\Phi\text{пп}} = ks$ .

Поскольку энергия электронных лучей распределена равномерно на скате расходуемой заготовки, то через фронт плавления проходит только часть теплового потока, участвующего в нагреве, плавлении и перегреве металла. Эта часть энергии пропорциональна доле площади фронта плавления, т. е.  $q_{\Phi\text{пп}} = qk$ . Поэтому плотность теплового потока на фронте плавления остается неизменной:

$$q_{\text{пп}} = \frac{q_{\Phi\text{пп}}}{S_{\Phi\text{пп}}} = \frac{qk}{Sk} = \frac{q}{S} \quad (12)$$

и не зависит от того, сплошная ли расходуемая заготовка или состоит из отдельных кусков.

Энергия электронов, попадающих в промежутки между кусками, расходуется на нагрев металла перед фронтом плавления. Непосредственно через фронт плавления она не проходит и поэтому влияния на плотность теплового потока не оказывает.

Из изложенного выше следует, что для того, чтобы вычислить температуру металла, стекающего со ската расходуемой заготовки в промежуточную емкость, необходимо определить массовую скорость плавления РЗ, толщину слоя жидкого металла (капель и струек) и площадь ската заготовки.

В процессе четырех производственных плавок сплава ВТ1-0 (99 % титана) были проведены такие измерения. Массовую скорость плавления определяли по изменению длины слитка  $l$  во времени  $t$ . Диаметр капель и толщину струек определяли, сравнивая их с размерами пластинок лома и сечения

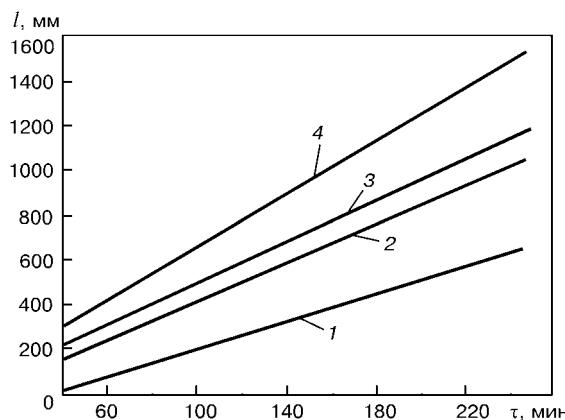


Рис. 1. Изменение длины слитков в зависимости от продолжительности переплава: 1–4 — номера плавок

расходуемой заготовки в натуре и на фотографиях, выполненных в масштабе 1:3.

На рис. 1 показано изменение длины слитков диаметром 0,655 м в зависимости от продолжительности переплава. Как видно, длина слитков увеличивается монотонно и прямо пропорционально продолжительности переплава, что свидетельствует о стабильности процесса и его постоянной скорости.

На плавках 1–3 наблюдали за образованием жидкого металла на скате РЗ, формированием капель и струек (рис. 2). На рис. 3 показана схема образования капли. Жидкая фаза на отдельной пластинке лома появляется в виде слезки, которая затем превращается в каплю. Преодолев силу поверхностного натяжения, капля оказывается в промежуточной емкости или, слившись с другими каплями, образует струйку. По визуальной оценке размер всех скатывающихся капель представляется одинаковым. Диаметр капель при измерении его на фотографиях оказался равным  $13 \pm 1,5$  мм. При образовании струек из капель их толщина уменьшается примерно до 5 мм.

Процесс образования капель в исследуемых плавках протекал в пределах от долей секунды до нескольких секунд. Стекая по скату шириной  $\sim 0,5$  м, капли образовывали 2–3, иногда 4 ручейка то в од-

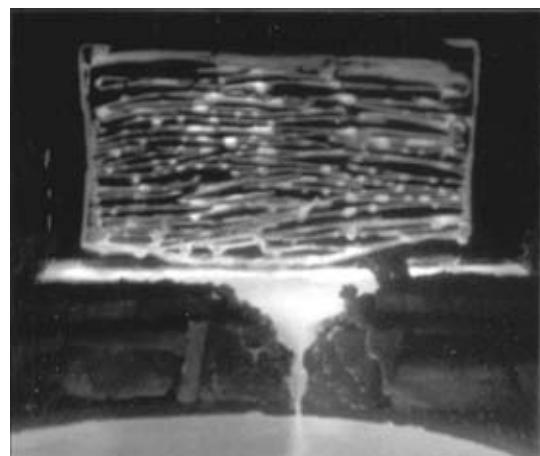


Рис. 2. Вид ската расходуемой заготовки из пластинчатого лома в процессе переплава сплава ВТ1-0 (масштаб 1:8,4)

ном, то в другом месте. Жидкий металл со ската расходуемой заготовки стекал в промежуточную емкость в виде струек и капель. Поэтому их температура была конечной температурой жидкого металла на скате расходуемой заготовки.

Расчетная относительная погрешность проведенных измерений скорости плавления металла, толщины его слоя на скате РЗ и площади поверхности ската не превышает 15%. Относительная совокупная погрешность измерений остальных величин, входящих в уравнения (6) и (7), не превышает 5%. Таким образом, общая относительная погрешность определения температуры перегрева жидкого металла на скате РЗ путем расчета не превышает 20% от ее истинного значения.

В таблице представлены параметры переплава титана, а также результаты расчета температуры жидкого металла на скате расходуемой заготовки.

Мощность, потребляемая пушками, плавящими расходуемую заготовку, не используется для расчета температуры, однако она определяет массовую скорость переплава, которая входит в уравнения (5)–(10). Площадь поперечного сечения РЗ является расчетным параметром в этих уравнениях.

#### Параметры переплава и температура жидкого металла на скате расходуемой заготовки

№ плавки	Мощность, потребляемая пушками, кВт	Площадь поперечного сечения РЗ, м <sup>2</sup>	Коэффициент заполнения коробов	Массовая скорость переплава, кг/с	Плотность теплового потока на скате РЗ, кВт/м <sup>2</sup>	Удельная скорость переплава, кг/(м <sup>2</sup> · с)	Temperatura, °C				Перегрев над ликвидусом, °C	
							капли		струйки			
							со стороны падения лучей	средняя	со стороны падения лучей	средняя	капли	струйки
1	392	0,208 0,14	—	0,078	418	0,375	1778	1723	1730	1699	55	31
					633	0,557	1836	1752	1762	1715	84	42
2	448	0,208 0,14	0,28 0,48	0,102	533	0,490	1815	1741	1750	1709	73	41
					827	0,728	1893	1780	1792	1730	112	62
3	476	0,208 0,14	0,35 0,46	0,113	616	0,543	1832	1750	1760	1714	82	46
					941	0,807	1921	1794	1807	1737	126	69
4	530	0,208 0,14	—	0,148	821	0,711	1888	1778	1789	1729	110	61
					1267	1,060	2011	1840	1953	1760	172	93

**Примечания:** 1. Среднюю толщину капли определяли как отношение ее объема к площади поперечного сечения:  $\delta = \frac{2}{3} D = 8,66$  мм. 2. Диаметр капли составлял 0,013 м, толщина струйки — 0,005 м.

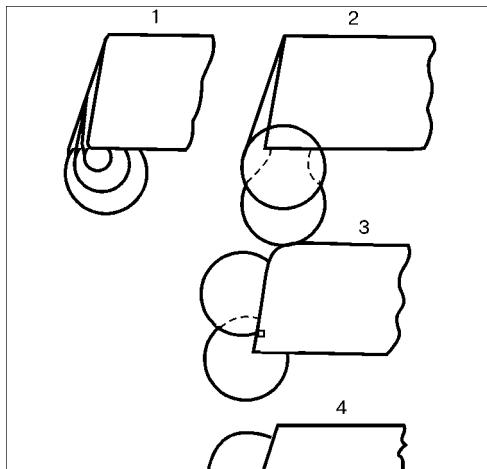


Рис. 3. Схема образования и перемещения капель титана по скату расходуемой заготовки: 1 — слезка; 2 — образование капли; 3, 4 — перемещение по скату

Представленные значения коэффициента заполнения коробов  $k$  характеризуют рыхлость (несплошность) заготовки. По площади поперечного сечения коробов и массовой скорости переплава в соответствии с уравнением (5) рассчитывали плотность теплового потока на скате расходуемой заготовки. По этим же параметрам и диаметру капель и толщине струек рассчитывали их температуру и величину перегрева над ликвидусом в соответствии с уравнениями (9)–(11).

Как видно из таблицы, температура и перегрев металла над ликвидусом неоднозначно зависят от массовой скорости переплава. Поэтому в таблице приведена также удельная скорость переплава  $m_{уд}$ , с которой температура связана однозначно.

Как следует из уравнений, основными параметрами, определяющими плотность теплового потока, проходящего сквозь скат (5), и температуру жидкого металла на скате РЗ (6) и (7), являются скорость переплава и площадь поперечного сечения расходуемой заготовки. Из таблицы видно, что скорость переплава изменялась от 0,078 до 0,148 кг/с и сопровождалась соответствующим ростом плотности теплового потока и температуры перегрева жидкого металла на скате РЗ. Средняя температура капли при изменении скорости переплава повышалась от 1723 до 1840 °C, т. е. в пределах 120 °C, а перегрев над ликвидусом составлял 55 и 172 °C соответственно. Аналогично изменялась и температура струек. Существенно изменилась температура жидкого металла со стороны падения электронных лучей, которая у струек и капель повысилась до 1853 и 2011 °C соответственно.

Быстрый рост температуры жидкого металла со стороны падения электронных лучей объективно является тормозом роста массовой скорости переплава при увеличении мощности энергии плавления.

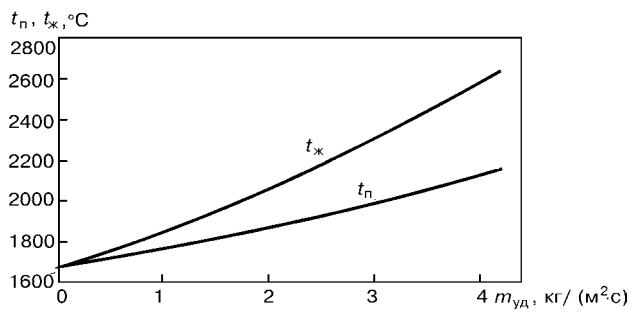


Рис. 4. Влияние удельной скорости переплава расходуемой заготовки на температуру перегрева струек и их температуру со стороны падения лучей

На рис. 4 показано изменение температуры перегрева струек  $t_n$  и их температуры со стороны падения лучей  $t_*$  при росте удельной скорости переплава до 4 кг/(м<sup>2</sup>. с). Как видно, температура перегрева выросла до 2100 °C, а температура со стороны падения лучей — до 2600 °C.

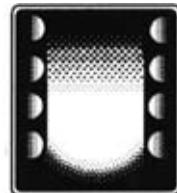
Как следует из работы [6], при температуре на поверхности ванны титана, равной 2137 °C, начинается его интенсивное испарение. Учитывая это обстоятельство, можно предположить, что рост производительности переплава вследствие непрерывного увеличения плотности теплового потока окажется невозможным из-за блокирования электронных лучей испаряющимся титаном. Явление периодического блокирования электронных лучей испаряющимся титаном описано в работе [7].

Представленные выше результаты показывают возможность расчета температуры жидкого металла по скорости переплава и толщине его слоя на скате расходуемой заготовки. Измерениями и расчетами, проведенными на четырех производственных плавках, установлено, что при повышении массовой скорости переплава с 0,078 до 0,148 кг/с температура перегрева жидкого титана над температурой ликвидус увеличилась с 31...55 до 93...172 °C.

- Ахонин С. В. Расчет температуры расплава при ЭЛП титановых сплавов // Процессы литья. — 2000. — № 4. — С. 78–81.
- Латаш Ю. В., Матяж В. Н. Современные способы получения слитков особо высокого качества. — Киев: Наук. думка, 1987. — 335 с.
- Курапов Ю. А., Мовчан Б. А. Исследование влияния особенностей электронно-лучевого нагрева на процессы рафинирования металла // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — Вып. 2. — С. 59–62.
- Зиновьев В. Е. Термофизические свойства металлов при высоких температурах. — М.: Металлургия, 1989. — 384 с.
- Термофизические свойства титана и его сплавов / Под ред. акад. А. Е. Шнейдлина. — М.: Металлургия, 1985. — 102 с.
- Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. — М.: Энергия, 1980. — 527 с.
- Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А., Касумов А. М. Вибрация расплава электронным лучом при ЭЛП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 2. — С. 29–30.

Завод электронно-лучевой металлургии АОЗТ «Фико», Киев  
Поступила 04.10.2002

# **ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА**



УДК 669.187.58:620.192.47

## **ИНДУКЦИОННЫЙ НАГРЕВ. ВОЗМОЖНОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ**

### **Часть 3. Индукционный переплав в секционном криSTALLизаторе**

**И. В. Шейко, Г. М. Григоренко**

Даны обзор и анализ возможностей и практического применения опытно-промышленных установок для индукционного переплава в секционном кристаллизаторе (ИПСК) и технологии рафинирования переплава отходов различных металлов и сплавов. Показано, что механизм передачи энергии электромагнитного поля к загрузке отличается от обычного индукционного нагрева, поскольку между индуктором и загрузкой расположена охлаждаемая стенка секционного кристаллизатора, которая искажает электромагнитное поле в плавильной зоне и выполняет роль индуктора для загрузки. Характерной особенностью процесса ИПСК является отжатие металлического расплава от стенки кристаллизатора в зоне, ограниченной высотой индуктора. Благодаря этому резко снижаются тепловые потери, а интенсивная циркуляция расплава обеспечивает выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны, способствует выносу на поверхность расплава неметаллических включений и газовых примесей.

Review and analysis of capabilities and practical application of experimental-industrial installations for induction remelting in a sectional mould (IRSM) and technology of refining remelting of wastes of different metals and alloys are presented. It is shown that the mechanism of transfer of electromagnetic field energy to the charge is differed from conventional induction heating as a water-cooled wall of the sectional mould is located between the inductor and charge, that distorts the electromagnetic field in the melting zone and plays a role of an inductor for the charge. The IRSM process is characteristic of pressing out the metallic melt from the mould wall in the zone limited by the inductor height. Owing to this, the heat losses are drastically reduced, and the intensive circulation of the melt promotes the equalizing of temperature and chemical composition in the pool volume, contributes to the escape of non-metallic inclusions and gas impurities to the melt surface.

**Ключевые слова:** индукционный переплав; секционный кристаллизатор; индуктор; неметаллические включения

Важнейшим достоинством переплавных процессов специальной электрометаллургии является получение слитка в охлаждаемом кристаллизаторе путем его последовательной вертикально направленной кристаллизации, создающей благоприятные условия для рафинирования расплава, подавления процессов ликвации легирующих элементов и предотвращения образования усадочной раковины.

Первые сведения о переплаве металлической расходуемой заготовки в высокочастотном электромагнитном поле с одновременным формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе относятся к середине XX столетия [1]. Принципиальная схема одного из первых вариантов процесса индук-

ционного переплава расходуемой заготовки представлена на рис. 1.

Расходуемая цилиндрическая заготовка подается сверху в многовитковый цилиндрический индуктор таким образом, чтобы ее нижний конец находился в индукторе. Внизу, соосно индуктору, установлен охлаждаемый поддон, который при помощи штока механизма вытягивания может перемещаться вдоль оси кристаллизатора. Под действием высокочастотного электромагнитного поля, создаваемого индуктором, происходит оплавление нижнего конца расходуемой заготовки и жидкий металл в виде капель попадает в кристаллизатор.

Однако, как отмечают авторы, получить плотный однородный слиток им не удалось из-за того, что обогрев металла в кристаллизаторе отсутствовал. В результате капли металла в кристаллизаторе



## ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

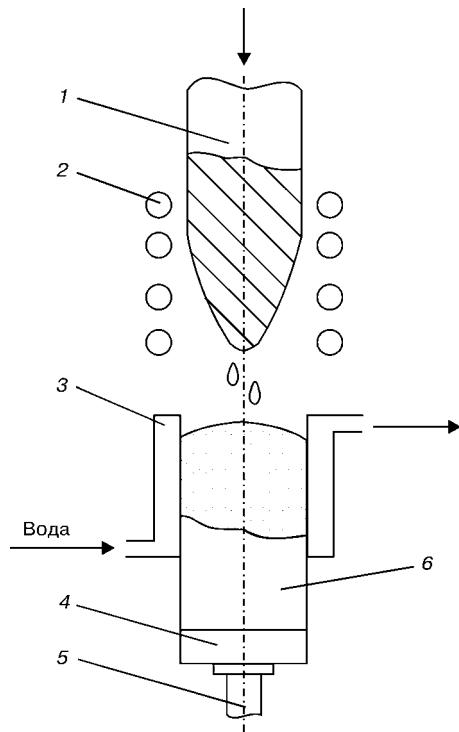


Рис. 1. Схема индукционного переплава расходуемой заготовки с получением слитка в охлаждаемом кристаллизаторе [1]: 1 — расходуемая заготовка; 2 — индуктор; 3 — кристаллизатор; 4 — поддон; 5 — шток механизма вытягивания слитка; 6 — слиток

не образовывали жидкую ванну, а сваривались между собой в твердом состоянии, превращаясь в некий конгломерат. Поэтому данный метод не нашел практического применения.

Несколько годами позже в СССР был опробован метод индукционного переплава расходуемой заготовки с одновременным формированием слитка в литейной форме, в которой поступающий в виде капель жидкий металл накапливался и поддерживался в жидком состоянии при помощи второго индуктора [2]. Схема опытной установки, работающей на этом принципе, представлена на рис. 2.

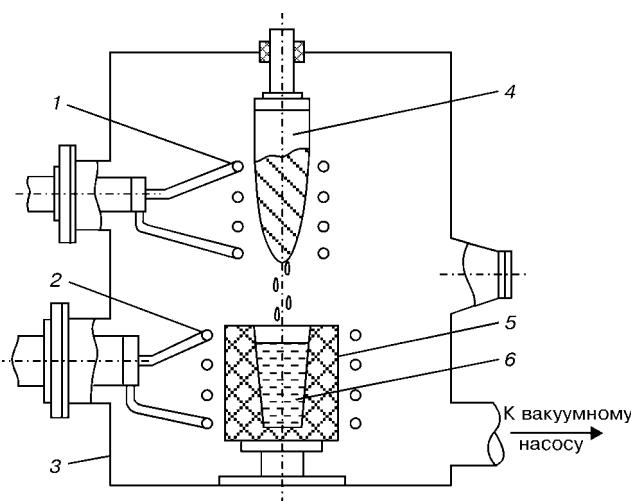


Рис. 2. Схема установки для индукционного переплава расходуемой заготовки и получения отливки в литейной изложнице [2]: 1 — верхний индуктор; 2 — нижний индуктор; 3 — плавильная камера; 4 — расходуемая заготовка; 5 — литейная форма; 6 — жидкий металл

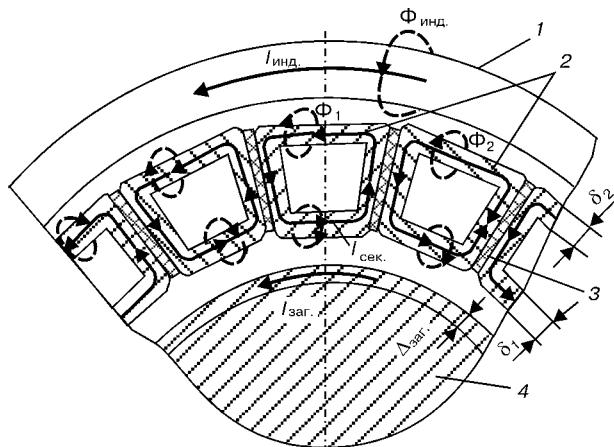


Рис. 3. Схемы протекания токов в элементах системы индуктор — кристаллизатор — загрузка и вероятная картина магнитных полей в этой системе: 1 — индуктор; 2 — секции кристаллизатора; 3 — диэлектрическая прокладка; 4 — загрузка.  $I_{\text{инд}}$  — ток индуктора;  $I_{\text{сек}}$  — ток секций;  $I_{\text{заг}}$  — ток загрузки;  $\Delta_{\text{заг}}$  — глубина проникновения тока в садке;  $\delta_1$  и  $\delta_2$  — толщина стенок секций внутренней и наружной соответственно;  $\Phi_{\text{инд}}$  — магнитный поток, создаваемый током индуктора;  $\Phi_1$  и  $\Phi_2$  — магнитные потоки, создаваемые токами секций

Отличительной особенностью этой установки является то, что она оснащена двумя цилиндрическими индукторами, установленными в герметичной плавильной камере соосно друг над другом. Верхний индуктор служит для оплавления металлической расходуемой заготовки, нижний индуктор — для обогрева и перемешивания металла в форме. В верхний индуктор вводится нижний конец расходуемой заготовки, где происходит ее оплавление. Жидкий металл с расходуемой заготовки каплями поступает в изложницу. Электромагнитное поле, создаваемое нижним индуктором, перемешивает поступающий в форму жидкий металл. Это позволило авторам получить достаточно плотные слитки с мелкозернистой структурой.

Однако описанный метод и установка не нашли практического применения из-за сложности и высокой стоимости комплектующей аппаратуры (два источника питания, два индуктора и др.) и низкой производительности.

Общим недостатком двух рассмотренных методов индукционного переплава расходуемой заготовки является разрыв тепловых процессов, протекающих в зоне плавления расходуемой заготовки и в металлической ванне. Объединить тепловые процессы в плавильной зоне можно, только используя секционный кристаллизатор, «прозрачный» для электромагнитного поля, созданного индуктором.

В настоящее время разработаны и на практике реализованы процессы индукционной плавки металлов и сплавов с формированием слитка в секционном охлаждаемом кристаллизаторе [3–9]. Индуцированные в секциях кристаллизатора токи в зоне индуктора создают вторичное электромагнитное поле, в котором происходит расплавление порций шихты или расходуемой заготовки и наведение металлической ванны, верхняя часть которой отка-



та в зоне индуктора от стенки кристаллизатора. При этом внутренние стенки секций кристаллизатора выполняют роль индуктора для расплава, который находится в плавильной зоне (рис. 3) [10]. Кроме того, через межсекционные зазоры в плавильную зону поступает ток индуктора, создающий электромагнитное поле. В результате взаимодействия токов, протекающих в системе индуктор–кристаллизатор–загрузка, процесс ИПСК сопровождается отжигом металлического расплава от стенки кристаллизатора в зоне индуктора и интенсивным перемешиванием металла. Результаты калориметрирования показали, что электрический КПД этой системы составляет 32...43 %, т. е. в загрузке выделяется  $(0,32...0,43) P_{\text{инд}}$  (где  $P_{\text{инд}}$  — электрическая мощность, подводимая к индуктору).

Перемешивание металлической ванны в сочетании с отсутствием контакта ее с охлаждаемой стенкой кристаллизатора является важнейшим технологическим достоинством этого процесса, обеспечивающим выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны, что увеличивает ее открытую поверхность, снижает тепловые потери во время плавки и способствует выносу на поверхность металлической ванны неметаллических и газовых примесей. Кроме того, в случае применения для обработки расплава шлаков на границе шлак–металл значительно ускоряются массообменные процессы, что в конечном итоге способствует более глубокому рафинированию металлического расплава.

В качестве шихты могут использоваться сыпучие или кусковые металлические материалы, которые порционно подают по ходу плавки в металлическую ванну, или расходуемая заготовка с заданным химическим составом.

Выплавка слитков в секционном кристаллизаторе выполняется по двум схемам: с вытягиванием слитка по ходу плавки и путем наплавления последнего в глуходонном кристаллизаторе (рис. 4). К достоинствам схемы с вытягиванием слитка можно отнести небольшую металлоемкость кристаллизатора, компактность плавильного узла, что позволяет разместить его в герметичной плавильной камере и вести плавку в широком диапазоне давления и состава газовой атмосферы.

В работе [7] описана конструкция опытной установки с секционным кристаллизатором диаметром 125 мм, работающей по схеме вытягивания слитка, и приведены данные о качестве титановых слитков, выплавленных из кусковой шихты. Схема этой установки приведена на рис. 5.

Установка имеет герметичную плавильную камеру, в которой размещены секционный кристаллизатор и многовитковый цилиндрический индуктор. В секционный кристаллизатор снизу входит охлаждаемый поддон, закрепленный на вертикаль-

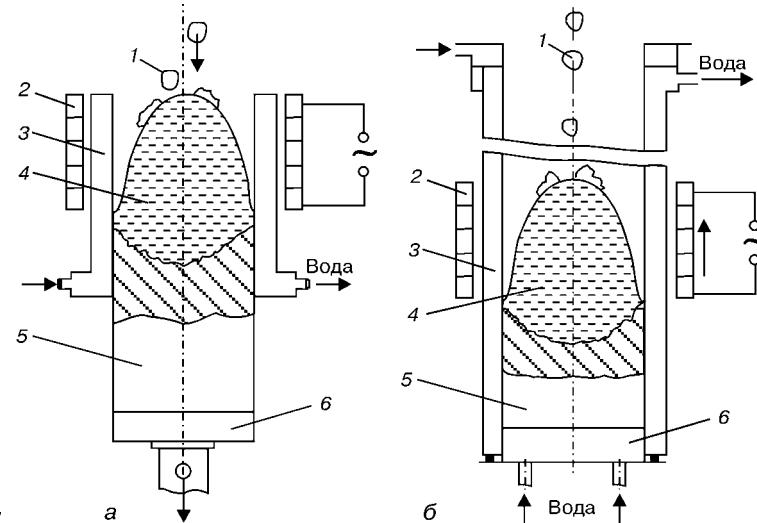


Рис. 4. Схемы индукционного переплава в секционном кристаллизаторе: *а* — с вытягиванием слитка; *б* — с наплавлением слитка в глуходонном кристаллизаторе; 1 — шихта; 2 — индуктор; 3 — секционный кристаллизатор; 4 — металлическая ванна; 5 — слиток; 6 — поддон

ном штоке механизма вытягивания слитка. Сыпучая шихта загружается в бункер, откуда при помощи дозирующего устройства может порционно или непрерывно подаваться в кристаллизатор в процессе плавки.

Одновременно с металлической шихтой подается бескислородный флюс  $\text{CaF}_2$ , который, расплавляясь, образует в зоне индуктора кольцевую шлаковую ванну, из которой на стенке кристаллизатора формируется гарнисаж. Этот гарнисаж предотвращает перемыкание секций кристаллизатора жидким металлом в зоне индуктора. В процессе плавки слиток вытягивают из кристаллизатора.

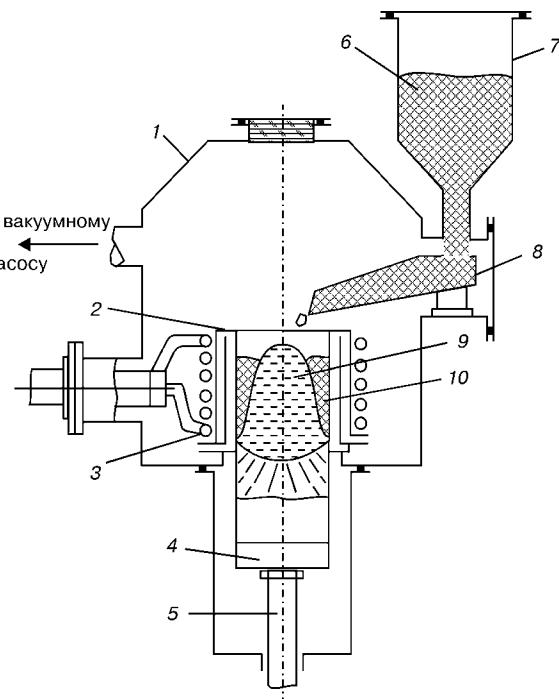


Рис. 5. Схема установки для индукционного переплава кусковой шихты с формированием слитка в секционном кристаллизаторе [7]: 1 — плавильная камера; 2 — секционный кристаллизатор; 3 — индуктор; 4 — поддон; 5 — шток механизма вытягивания слитка; 6 — кусковая шихта; 7 — бункер; 8 — дозатор; 9 — металлическая ванна; 10 — шлаковая ванна



## ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Таблица 1. Основные технические характеристики установок ИПСК с наплавлением слитка в глуходонном кристаллизаторе

Технический параметр	Индекс проектной документации		
	ОП-117	ОП-151	ОП-154
Диаметр секционного кристаллизатора, мм	225	125; 150	80
Длина слитка, мм	600	800	300
Масса слитка, кг	До 100 (по Ti)	До 100 (по Ti)	30 (по Pt)
Диаметр расходуемой заготовки, мм	210...215	—	—
Длина расходуемой заготовки, мм	До 1200	—	—
Количество секций в кристаллизаторе, шт.	24	24	16
Скорость перемещения кристаллизатора, мм/мин.:			
рабочая	2...18	2...20	3...50
маршевая	100...300	100	—
Скорость перемещения расходуемой заготовки, мм/мин.:			
рабочая	2...12	—	—
маршевая	100...200	—	—
Тип ВЧ источника питания	ВГО-500/250	ППЧВ-500/10,0	ППЧВ-250/8 или ВЧГ-3-160/066
Расход защитного газа на одну плавку, м <sup>3</sup>	1,0...1,5	0,7...1,5	0,3
Производительность при двухсменной работе, т/год	До 60	До 50	2,0
Расход охлаждающей воды (без источника питания), м <sup>3</sup> /ч	5,0...6,0	5,0...6,0	1,5...2,0

Установка оснащена машинным генератором мощностью 100 кВт, вырабатывающим переменный ток частотой 10 кГц.

Сравнение качества титана, выплавленного индукционным методом, с металлом вакуумно-дуговой плавки показало, что в слитках индукционной выплавки содержание таких примесей, как кислород, азот и водород несколько выше. По мнению авторов, это обусловлено переходом этих примесей в жидкий металл из шлаковой ванны. Соответственно выше были твердость, пределы прочности и текучести, а ударная вязкость была ниже, чем в титане ВДП.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в конце 70-х начале 80-х годов был разработан процесс индукционного переплава с формированием слитка в секционном охлаждаемом кристаллизаторе. Суть его заключается в том, что при помощи индуктора ограниченной высоты (высота индуктора составляет 0,7...1,5  $D_{kp}$ ) внутри кристаллизатора создается высокочастотное электромагнитное поле, в котором осуществляется оплавление расходуемой заготовки или порционно подаваемой шихты и формирование металлической ванны. По мере наплавления слитка, т. е. по мере

наполнения кристаллизатора, плавильная зона перемещается снизу вверх со скоростью, равной линейной скорости наплавления слитка [11]. Перемещение электромагнитного поля вдоль кристаллизатора может осуществляться либо путем движения вверх индуктора, либо путем опускания кристаллизатора относительно индуктора.

При плавке в глуходонном кристаллизаторе нет взаимного перемещения слитка и кристаллизатора, что позволяет выплавлять слитки с хорошим качеством поверхности независимо от физико-механических свойств металла или сплава.

Применение глуходонных кристаллизаторов обусловлено тем, что есть ряд металлов и сплавов, имеющих низкую пластичность даже при высоких температурах, а также сплавы с широким интервалом кристаллизации. Выплавка слитков из таких материалов сопряжена с определенными трудностями, поскольку при вытягивании по ходу плавки возможен их разрыв или образование поперечных трещин.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона разработано несколько типов плавильных индукционных установок, в которых реализуется схема наплавления слитка в глуходонном кристаллизаторе.

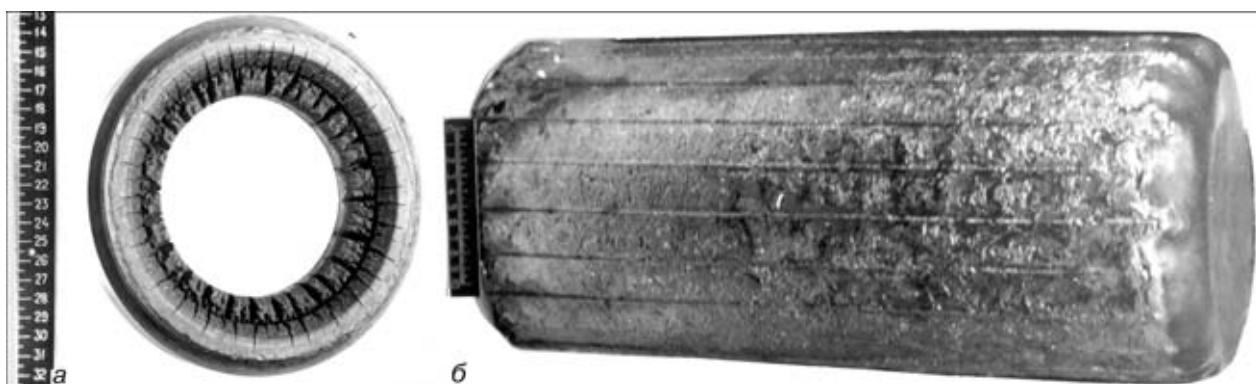


Рис. 6. Общий вид одного из отработанных фланцев из титанового сплава OT4-2 (а) и выплавленного из них слитка (б)



Таблица 2. Химический состав ванадийсодержащей лигатуры

Металл	Содержание основных элементов, %			Содержание примесей, %			
	V	Ti	C	Si	Fe	Cu	[O]
Исходный	50,89	6,9	2,1	0,31	0,58	0,20	0,20...0,23
После ИПСК в среде аргона	50,60...52,70	6,8...6,9	2,1...2,3	0,27	0,33	0,09	0,025...0,020
То же в среде аргона с флюсом	49,40...50,57	6,8...6,9	2,0...2,3	0,25	0,24	0,08	0,018...0,021
Регламент по ТУ 48-4-441-83	47...53	6...9	1,8...3,5	0,25...0,50	0,4...0,8	0,12...20	—

Примечание. Легирующим элементом лигатуры является алюминий.

Они рассчитаны на переплав различных металлов и сплавов, включая платину и ее сплавы, титан, редкоземельные металлы и др. Основные технические характеристики таких плавильных установок приведены в табл. 1 [12].

Отличительная особенность установок этого типа состоит в том, что их секционный кристаллизатор одновременно выполняет роль плавильной камеры. Независимый источник тепла при ИПСК позволяет достаточно гибко управлять процессом кристаллизации слитка, что особенно важно для формирования структуры его головной части. Изменяя мощность, подводимую к индуктору на завершающем этапе плавки, можно обеспечить практически полное выведение усадочной раковины в головной части слитка. Кристаллическое строение и макроструктура слитков ИПСК аналогична слиткам известных переплавных процессов (ВДП, ЭШП, ЭЛП и ПДП).

В Институте электросварки им. Е. О. Патона за последние 15–20 лет проведен большой комплекс научно-исследовательских, технологических и проектно-конструкторских работ, который позволил определить основные параметры процесса ИПСК, оценить качество выплавляемого металла и создать ряд плавильных агрегатов, которые в разное время успешно прошли опытно-промышленную проверку или были внедрены в различных отраслях промышленности.

Так, внедренная на ПО «Киевтрактородеталь» технология индукционного переплава элементов ли-

тейной оснастки из титанового сплава ОТ4-2 [13] в свое время полностью решила проблему вовлечения в технологический металлооборот образующихся на предприятии титановых отходов. Выплавляемые из отходов слитки диаметром 220 мм в дальнейшем использовались для изготовления новых деталей литьевой оснастки машин центробежного литья гильз (рис. 6).

Весьма эффективными оказались разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона и внедренные на Ленинабадском комбинате редких металлов (республика Таджикистан) опытно-промышленная установка ОП-151 и технология рафинирования отходов ванадийсодержащей лигатуры АВТУ (47...53 % V) [14]. Производимая алюмотермическим способом лигатура имеет ряд недостатков — высокая загрязненность неметаллическими включениями, их неравномерное распределение в объеме слитка и повышенное содержание кислорода. В результате до 35 % лигатуры отбраковывается (около 25 т в год). В процессе ИПСК отходов происходит ощутимое удаление крупных неметаллических включений, кислорода, а также примесей железа и меди (табл. 2, рис. 7). Применение бескислородного флюса  $\text{CaF}_2$  оказывает благоприятное влияние на качество поверхности выплавляемых слитков и способствует более глубокому рафинированию металла.

Не менее эффективна технология рафинирования черновых редкоземельных металлов, которая

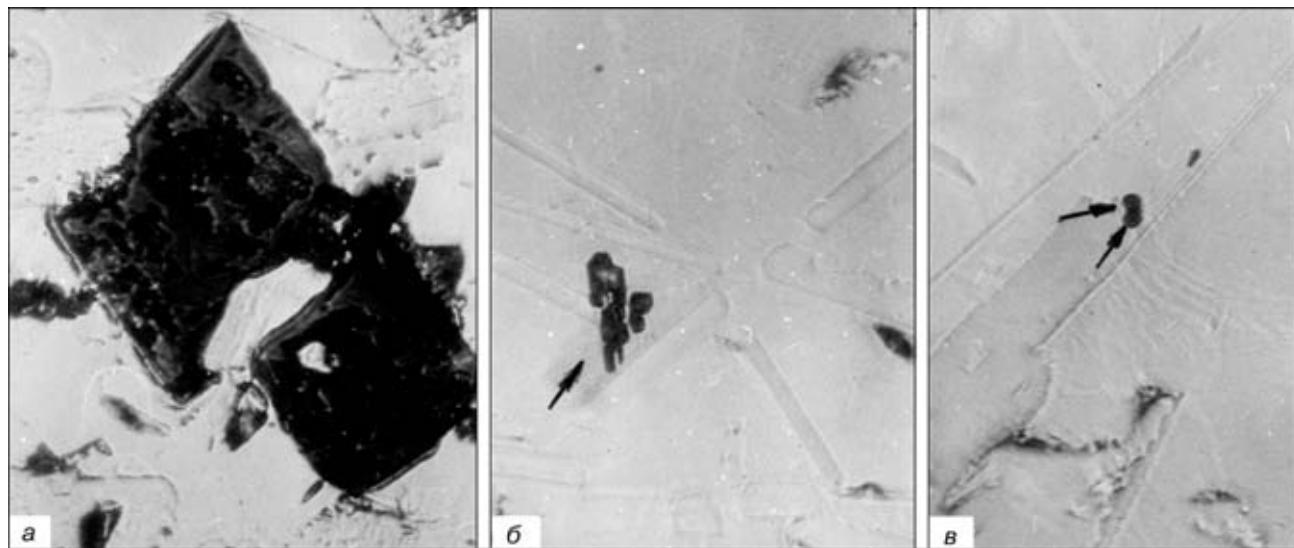


Рис. 7. Неметаллические включения в лигатуре АВТУ: *a* — исходный металл; *б* — после ИПСК в среде аргона; *в* — после ИПСК с добавкой флюса  $\text{CaF}_2$ .

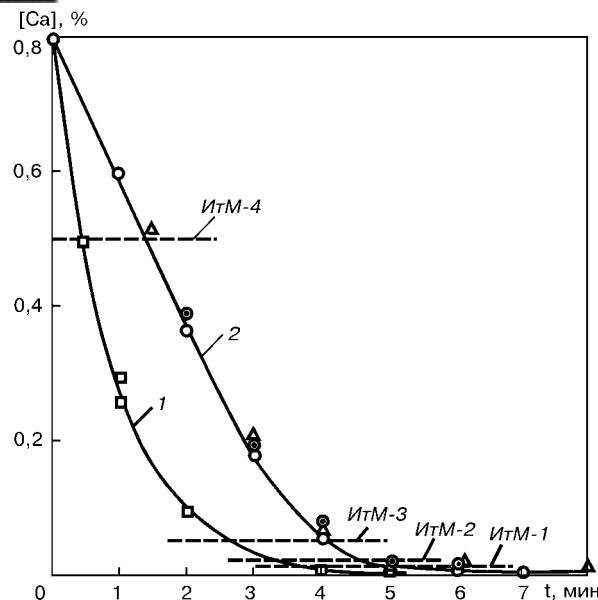


Рис. 8. Изменение содержания кальция в черновом иттрии при ИПСК: 1 — давление в плавильной камере 50,5 кПа; 2 — то же 101,0 кПа. Штриховые линии — предельное содержание кальция в иттрии (ТУ 48-4-208-72)

была внедрена на Киргизском горнometаллургическом комбинате (республика Киргизия) [15]. Наиболее распространенным промышленным методом получения большинства РЗМ является металлотермическое восстановление, сырьем для которого служат фториды этих металлов, восстановителем — металлы, имеющие высокое химическое средство к кислороду (кальций, алюминий, бор и др.). Процесс восстановления осуществляют в индукционных печах с tantalовыми тиглями. Черновые РЗМ содержат значительное количество кальция (от 0,7 до 2,0 %), поэтому после металлотермического восстановления их подвергают рафинирующему переплаву в электродуговых гарнисажных печах с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона. Удаление избыточного кальция происходит путем его испарения в зоне анодного пятна электрической дуги. Этот процесс достаточно длительный и энергоемкий, удельный расход электроэнергии достигает 6...9 кВт·ч / кг.

Интенсивное перемешивание металлической ванны при ИПСК и ее развитая куполообразная открытая поверхность способствуют весьма интенсивному испарению кальция из жидкого металла (рис. 8). Процесс отгонки кальция при ИПСК протекает в 4–6 раз быстрее, чем при плавке в электродуговой гарнисажной печи.

Технология и установки для ИПСК промышленных отходов платины и сплавов на ее основе были

внедрены на Екатеринбургском заводе по обработке цветных металлов (Россия) и Харьковском государственном предприятии «Рубин» [16, 17].

Традиционной областью применения платины и сплавов на ее основе является производство химической посуды, тиглей для варки оптического стекла и фильтрных тиглей для получения стекловолокна. На предприятиях, производящих и эксплуатирующих изделия из платины, образуется достаточно большое количество отходов в виде обрези, стружки, лома и пр. Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона плавильные установки и технология переплава этих отходов позволяют выплавлять слитки более чистые по сравнению с открытой индукционной плавкой. После ИПСК содержание таких примесей, как железо и свинец снижается с 0,01 до 0,006 % и с 0,012 до 0,007 % соответственно. Распределение родия в высоколегированных сплавах платины после ИПСК достаточно равномерное (табл. 3). Плотность металла несколько выше, чем металла открытой индукционной плавки. ИПСК отходов платины характеризуется сравнительно невысоким расходом электроэнергии, составляющим 2,5...3,0 кВт·ч / кг.

Таким образом, в настоящем обзоре [18, 19] мы коснулись сравнительно узкого круга применения индукционного источника нагрева, а именно для плавки электропроводных материалов (металлов и сплавов), и не рассматривали такие широко известные процессы, основанные на индукционном нагреве, как термообработка, сварка и пайка, получение полупроводниковых материалов, химические технологии и т. д.

И тем не менее, рассмотренные в обзоре различные виды и методы плавки свидетельствуют о широких технологических возможностях индукционного источника нагрева: во-первых, он не оказывает негативного влияния на состав и свойства нагреваемых материалов; во-вторых, обеспечивает интенсивное перемешивание расплава, что способствует гомогенизации последнего по температуре и составу; в-третьих, отсутствует локальный перегрев расплава, благодаря чему обеспечивается низкий угар легирующих элементов, имеющих высокую упругость пара; в-четвертых, отсутствует жесткая связь между подводимой электрической мощностью и скоростью плавки, что позволяет выдерживать металлический расплав в жидком состоянии длительное время и, в-пятых, индукционный источник нагрева не требует создания каких-либо специальных условий для его работы и поэтому технологический процесс можно вести в газовой атмосфере любого состава и давления, в том числе и в вакууме.

С учетом реализации отмеченных возможностей индукционного источника нагрева и решаемых задач на лабораторном уровне и в промышленных масштабах создано огромное количество плавильных устройств и агрегатов, позволяющих расплавлять и на-

Таблица 3. Распределение родия в слитках ИПСК

Марка сплава	Высота слитка, мм	Содержание родия по высоте слитков, %			Регламент по Ту
		Низ	Середина	Верх	
ПлРд7	250	6,87...6,96	6,85...6,89	6,83...6,92	6,7...7,3
ПлРд10	245	9,97...10,11	9,91...9,95	9,88...9,96	9,7...10,3
ПлРд20	230	19,82...19,90	19,85...19,93	19,83...19,95	19,6...20,4



капливать металл в жидком состоянии массой от нескольких граммов до нескольких десятков тонн.

Широкое промышленное применение находят тигельные индукционные печи открытого типа и с герметичной плавильной камерой, в которой можно создавать как вакуум, так и избыточное давление с заданным составом газовой среды. В индукционных тигельных печах выплавляется практически весь сортамент сплавов на основе железа и никеля, а также многие цветные металлы и сплавы на их основе, например медь и ее сплавы. Однако как сами индукционные печи, так и технологии плавки в них нуждаются в дальнейшем совершенствовании, поскольку начальный период плавки имеет низкий КПД и весьма энергоемок. Один из путей дальнейшего совершенствования этих агрегатов — создание плавильных комплексов с гибридным нагревом, например сочетание индукционного и дугового или плазменно-дугового нагрева. И тому немало примеров у нас в стране и за рубежом.

Достаточно широко в промышленных масштабах используются канальные индукционные печи, главным образом для выплавки сплавов на основе меди, а также цинка и алюминия. Канальные печи так же, как тигельные, нуждаются в их дальнейшем техническом и технологическом совершенствовании.

В последние годы возрос интерес к выплавке и переплаву металлов и сложнолегированных сплавов в индукционных плавильных агрегатах с так называемым холодным тиглем (процесс ИПХТ) и охлаждаемым секционным кристаллизатором. Эти процессы и плавильные агрегаты выгодно отличаются от известных тигельных и канальных печей, поскольку в них отсутствует один из основных источников загрязнения металлического расплава — огнеупорный тигель. Однако на этом этапе своего развития они проигрывают в энергетике, что является огромным резервом в их дальнейшем совершенствовании и развитии. Накопленный в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины опыт создания и промышленной эксплуатации плавильных агрегатов и технологий, основанных на процессе ИПСК, позволяет нам сделать вывод о том, что этот процесс может весьма успешно применяться в промышленных масштабах наряду с другими переплавными процессами, о чем свидетельствуют приведенные в обзоре результаты его опытно-промышленного применения.

1. Грубер Г. Плавка металлов электронным лучом. — М.: Изд-во иностр. лит. — 1963. — 69 с.
2. А. с. 133593 СССР. МКИ Н05В 5/56. Бестигельное вакуумное индукционное устройство / З. А. Орешников, В. П. Гречин, Б. Ф. Миляев, С. Д. Сальников Заявл. 25.11.60 // Бюл. Открытия. Изобрет. — 1960. — № 22. — С. 24.

3. Тир Л. Л., Фомин Н. И. Современные методы индукционной плавки // Библиотека электротермиста. Вып. 59. — М.: Энергия, 1975. — 110 с.
4. Фомин Н. И., Тир Л. Л., Вертман А. А. Использование индукционных плавильных устройств с холодными тиглями и электромагнитным обжатием расплава для высокотемпературных физико-химических исследований // Электротермия. — 1971. — Вып. 10. — С. 20–22.
5. Петров Ю. Б., Ратников Д. Г. Холодные тигли. — М.: Металлургия. 1972. — 112 с.
6. Тир Л. Л., Губченко А. П. Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты. — М.: Энергоиздат, 1988. — 120 с.
7. Shippereit G. H., Zetherman A. F., Evers D. H. Cold-crucible induction melting of reactive metals // J. of Metals. — 1961. — 13, N 2. — P. 140–144.
8. Experimental measurements and theoretical analysis of induction heating by use of a conductive crucible / K. Sassa, M. Kuwabara, T. Yasuda, S. Asai // Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. — 1991. — 77, N 9. — P. 62–69.
9. Клайтс П., Билл Р. Выплавка слитков и фасонных отливок методом индукционно-шлаковой плавки // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 264–274.
10. Некоторые особенности индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Часть 2 / И. В. Шейко, Г. А. Высоцкий, Ю. В. Латаш, Ю. Д. Яворский // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 1. — С. 93–98.
11. Шейко И. В. Новые технологии и оборудование для индукционной плавки металлов и сплавов: Дис. ... д-ра техн. наук / АН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. — Киев, 2003. — 362 с.
12. Латаш Ю. В., Шейко И. В., Константинов В. С. Плавка высококарбидных, благородных и редкоземельных металлов в плазменных и индукционных установках с холодным тиглем-криSTALLизатором // Проблемы сварки и специальной электрометаллургии. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 281–285.
13. Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы его применения для переплава титановых отходов / Ю. В. Латаш, И. В. Шейко, В. Н. Бернадский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 2. — С. 64–70.
14. Рафинирующий переплав отходов ванадийсодержащей лигатуры / И. В. Шейко, Ю. В. Латаш, В. Н. Высоцкий и др. // Там же. — 1992. — № 3. — С. 80–83.
15. Дистилляционное рафинирование чернового иттрия при индукционном переплаве в секционном кристаллизаторе (ИПСК) / И. В. Шейко, Ю. В. Латаш, В. Н. Высоцкий и др. // Там же. — 1991. — № 3. — С. 76–80.
16. О применении индукционного переплава в секционном кристаллизаторе для утилизации отходов платиновых сплавов / И. В. Шейко, Н. И. Тимофеев, В. А. Дмитриев и др. // Там же. — 1990. — № 2. — С. 96–99.
17. Производство в Украине изделий промышленного назначения из лома платины и сплавов на ее основе (Утилизация и рафинирование лома) / В. Ф. Зеленский, И. М. Неклюдов, В. И. Лапшин и др. // Там же. — 2001. — № 2. — С. 38–43.
18. Шейко И. В., Григоренко Г. М. Индукционный нагрев. Возможности и перспективы применения в процессах специальной электрометаллургии. Ч. 1. Классификация способов индукционной плавки металлов и сплавов, способы бестигельной плавки // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 2. — С. 26–33.
19. Шейко И. В., Григоренко Г. М. Индукционный нагрев. Возможности и перспективы применения в процессах специальной электрометаллургии. Ч. 2. Методы и оборудование для индукционной плавки металлов с контактом расплава со стенкой тигля // Там же. — № 4. — С. 36–43.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 21.01.2004



УДК 669.187.26: 621.365.5

## НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ БЕЗОПАСНОСТИ ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧЕЙ

**В. М. Сойфер**

Рассмотрены проблемы, связанные с возникновением электромагнитных полей при работе индукционных печей. Описаны меры по защите работающих от воздействия электромагнитных полей: правильный выбор типа печей, наличие экранирующих магнитопроводов, указание в технологических инструкциях расстояния нахождения работающих от печи и соблюдение этого расстояния. Приведены нормы напряженности магнитного поля, действующие в различных странах.

Problems encountered with the occurrence of electromagnetic fields in operation of induction furnaces are considered. Measures for protection of workers from the action of electromagnetic fields are described, namely: proper selection of type of furnaces, presence of screening magnetic cores, indication of distance of workers location from the furnace in technological instructions and keeping this distance. Standards of magnetic field intensity, existing in different countries, are given.

**Ключевые слова:** индукционные печи; безопасность; электромагнитные поля; частота тока; напряженность магнитного поля; нормы напряженности

Индукционные печи создают электромагнитные поля, как известно, отрицательно влияющие на человека. При работе индукционных печей возникают проблемы биоэлектромагнитной совместимости обслуживающего персонала [1]. Электромагнитные поля снижают работоспособность, повышают утомляемость, вызывают головные боли, бессонницу, изменение кровяного давления и пульса [2]. Известны работы ученого Мюнхенского университета Отто Петровича о взаимосвязи электромагнитных полей с онкологическими заболеваниями [3]. Доктор Петрович показал, что электромагнитные поля представляют значительную угрозу раковых заболеваний, особенно опухолей нервных сетей, головного мозга и лейкемии. Профессор обращает внимание на большой вред, наносимый электромагнитными полями высокой частоты. При этом, если электрические поля воздействуют только на поверхность тела, то магнитные поля — на сердце, ток крови, беспрепятственно проникают внутрь тела [4]. Поэтому при использовании индукционных плавильных печей необходимо принимать меры по защите работающих от воздействия электромагнитных полей.

Одной из таких мер является правильный выбор типа печей. Наименее опасны в этом отношении канальные печи, у которых напряженность  $H$  магнитного поля на рабочей площадке равна нулю, так как магнитные поля поглощаются сердечником. Проведенные замеры напряженности магнитного поля на рабочей площадке канальных печей на двух пред-

приятиях (фирме АББ, Германия и НИИСЛ, Одесса) показали одинаковый результат — нуль. Поэтому, если есть возможность применения канальных печей, то им нужно отдавать предпочтение.

Во многих случаях есть выбор между индукционными плавильными печами средней и промышленной частоты. Исследования показывают, что при прочих равных условиях печи промышленной частоты имеют более высокий уровень напряженности магнитного поля, чем печи средней частоты. Это, например, нашло отражение в различных немецких нормах напряженности магнитного поля для промышленной и средней частоты (табл. 1, рис. 1, 2). В России действуют нормы СанПиН 2.2.4.723-98 «Переменные магнитные поля промышленной частоты (50 Гц) в производственных условиях». Они устанавливают предел напряженности магнитного поля за 8 ч пребывания 80 А/м. При этом следует отметить, что в России с 1985 до 1998 г. действовали санитарные нормы № 3206, согласно которым для магнитных полей промышленной частоты была установлена норма 1400 А/м, т. е. в 1998 г. она была ужесточена в 17,5 раза — до 80 А/м.

**Таблица 1. Немецкие нормы напряженности (А/м) магнитного поля в промышленности**

Наименование норм	Рабочая частота тока, Гц		
	50	1000	10000
UW	6400	800	160
VDE 0848	4000	1000	400
Новые правила Немецкого профессионального общества точной механики и электротехники	1000	65	65

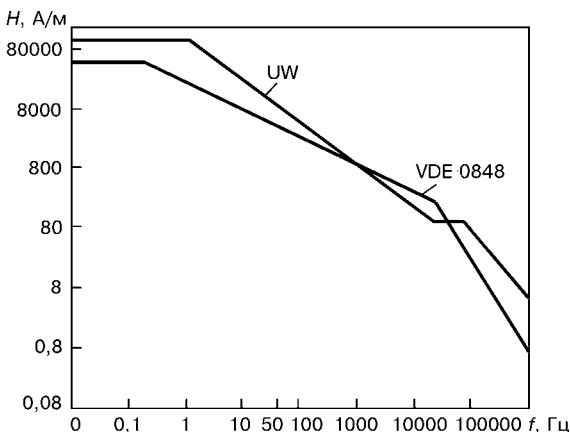


Рис. 1. Зависимость напряженности магнитного поля от частоты тока по нормам Германии (время воздействия 8 ч)

В России, к сожалению, отсутствуют нормы напряженности магнитного поля для средних частот (от более 60 до 10000 Гц), несмотря на то, что в промышленности работает достаточно большое количество индукционных печей средней частоты, в основном в пределах 250...2500 Гц.

Наши исследования показывают, что если нормативный нижний предел напряженности магнитного поля для печей промышленной частоты составляет 80 А/м, то для печей средней частоты фактические значения по нашим замерам — 54 А/м (табл. 2).

Необходимо учитывать также, что печи средней частоты имеют по сравнению с печами промышленной частоты и другие преимущества: большой термический коэффициент полезного действия, работают в загрузочном режиме («без болота»), более маневренны в смысле сменности работы и замены сплава. Нами обобщен опыт некоторых фирм по переводу индукционных плавильных печей с промышленной частоты на среднюю, проведена оценка различных конструкций индукторов.

Опыт турецкой фирмы «Эгес» показывает, что перевод индукционных плавильных печей емкостью от 1,6 до 3 т с промышленной частоты 50 Гц на среднюю частоту 250 Гц привел к повышению мощности в 1,4–2 раза и производительности печи в 1,7–3 раза. Индукционные печи фирмы «Эгес»

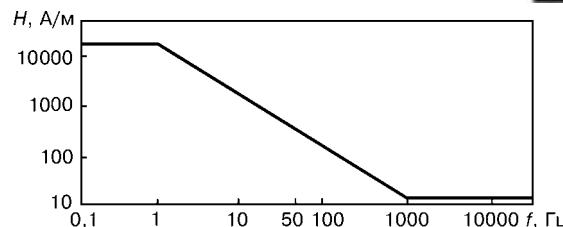


Рис. 2. Зависимость напряженности магнитного поля от частоты тока по новым нормам Немецкого профессионального общества точной механики и электротехники (время воздействия 8 ч)

отличаются оригинальной конструкцией индуктора, монолитно помещенного в огнеупорный бетон на глиноземной основе. Испытания герметичности индуктора проводятся при давлении 3,0...3,5 МПа, т. е. в 5–6 раз выше рабочего давления (при норме 1,5 значения рабочего давления). В последние годы индукционные печи средней частоты все более широко применяются не только для выплавки стали, но и для выплавки чугуна и цветных сплавов [5].

Существенным фактором, влияющим на напряженность магнитных полей индукционных плавильных печей, являются экранирующие магнитопроводы, наличие которых в конструкции печи необходимо. Приведем пример. На турецкой фирме «Эгес» печь емкостью 300 кг, рабочей частотой 500 Гц и мощностью 600 кВт создавала на рабочей площадке на расстоянии 1 м от печи напряженность магнитного поля 1028 А/м. Затем в конструкцию печи были введены шихтованные магнитопроводы из трансформаторной стали. Замеры, проведенные практически на аналогичной печи с магнитопроводами емкостью 1000 кг, рабочей частотой 1000 Гц и мощностью 600 кВт, показали, что напряженность магнитного поля составила 17 А/м, то есть в 60 раз меньше. Существенно снизилась после введения магнитопроводов напряженность магнитного поля и у среднечастотных печей российского завода «РЭЛТЭК». Исследования, проведенные учеными Ганноверского и Падуанского университетов, показывают, что магнитопроводы позволяют уменьшить влияние магнитного поля на обслуживающий персонал, работающий вблизи индукционных установок для нагрева заготовок, на 20...70% [1]. Поэтому предприятия, приобретающие индукционные печи, должны следить за тем, чтобы они были снабжены защитными экранами — магнитопроводами.

Практика показывает, что индукционные установки для нагрева заготовок имеют меньшую напряженность магнитного поля, чем плавильные печи. Так, например, на заводе «РЭЛТЭК» в г. Екатеринбурге у плавильной печи емкостью 400 кг, частотой 2400 Гц и мощностью 320 кВт напряженность магнитного поля составляла 40 А/м, а у индукционной нагревательной установки для термообработки сварных швов при той же частоте, но мощности 50 кВт — 1,9 А/м. С другой стороны, в примере, который мы привели по фирме «Эгес», когда ввод шихтованных магнитопроводов из трансформатор-

Таблица 2. Результаты замеров напряженности магнитного поля у печей средней частоты

Фирма-изготовитель печи	Емкость печи, кг	Рабочая частота тока, Гц	Мощность, кВт	Напряженность магнитного поля на расстоянии 1 м от горизонтали от печи, А/м
«Эгес», Турция	1000	1000	600	17,1
«РЭЛТЭК», Россия	400	2400	320	40
«АББ», Германия	4500	500	—	56
	500	1000	300	80
	12000	240	9300	80
	2000	370	2000	50
В среднем 54				

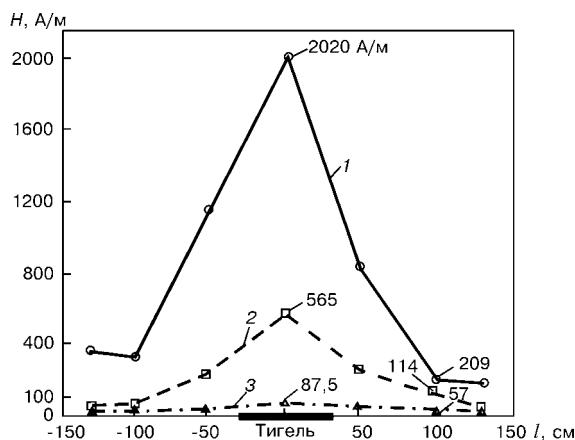


Рис. 3. Зависимость напряженности магнитного поля индукционной печи от расстояния от центра печи: 1 — 6 см; 2 — 50 см; 3 — 100 см

ной стали снизил напряженность магнитного поля в 60 раз, печи в обоих случаях имели одинаковую мощность — 600 кВт.

Большое значение для определения напряженности магнитного поля имеет расстояние точки замера от печи. На фирме АББ были выполнены замеры напряженности магнитного поля у печи емкостью 2000 кг, частотой 370 Гц и мощностью 2000 кВт с изменением расстояния от центра печи вверх по вертикали и по горизонтали. Эти замеры показали следующее. На расстоянии 6 см от центра печи по вертикали напряженность магнитного поля составила 2020 А/м, на высоте 50 см — 565 А/м и на высоте 100 см — 87,5 А/м. На расстоянии 100 см по горизонтали от печи эти значения составили соответственно 209; 114 и 57 А/м (рис. 3). Эти факторы необходимо учитывать при разработке инструкций по технике безопасности для производственного персонала. В этих инструкциях должно быть точно указано, на каком расстоянии от печи должен находиться сталевар (плавильщик) в те периоды, когда он не выполняет технологических операций непосредственно с металлом и шлаком.

Жесткие требования по напряженности магнитных полей установлены для высоких частот. ГОСТ 12.1.006-84 «Электромагнитные поля радиочастот. Допустимые уровни на рабочих местах и

требования к проведению контроля» устанавливает требования по напряженности магнитного поля для диапазона частот 60 кГц... 300 МГц. Этот стандарт действует совместно с санитарными правилами и нормами СанПиН 2.2.4/2.1.8.055-96 «Электромагнитные излучения радиочастотного диапазона (ЭМИ РЧ)», которые учитывают время воздействия электромагнитного поля. При воздействии в течение 8 ч уровень напряженности магнитного поля не должен превышать 5 А/м. Для сравнения можно привести японские нормы Q7422D5001-06, в которых этот интервал частот разделен: при частотах от 30 кГц до 30 МГц норма напряженности магнитного поля составляет 4,9 А/м (практически как российские нормы — 5 А/м), а в диапазоне 30...300 МГц норма очень низкая — 0,163 А/м. Еще ниже норма напряженности магнитных полей высокой частоты от 21.08.2001 г. Немецкого федерального ведомства по защите от излучений. В диапазоне частот от 10 до 400 МГц эта норма составляет 0,073 А/м.

Проведенные нами замеры напряженности магнитного поля на рабочих местах высокочастотных установок, работающих в диапазоне частот 66...440 кГц, показали, что эта величина находится в пределах 1...3 А/м.

На предприятиях, где работают индукционные печи, необходимо периодически проводить контроль напряженности магнитного поля в рабочей зоне.

- Современные энергосберегающие электротехнологии / Координатор проекта профессор S. Lupi. — Санкт-Петербург: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2000. — 548 с.
- Кувалдин А. Б. Воздействие переменного электромагнитного поля на персонал электроустановок промышленных предприятий (обзор) // Электрометаллургия. — 2002. — № 3. — С. 33–37.
- Кувалдин А. Б. Методы электромагнитной обработки // Там же. — № 5. — С. 46–47.
- Petrovicz O. Aktueller Kenntnisstand biologischer Wirkungen elektromagnetischer Felder: Wie Sind Gesundheitsrisiken zu beurteilen // Technische Universität Ilmenau, Fachgebiet Electrowärme, 18–19 October, 2001. — 9 s.
- Граузедель Д., Шлюкебер Д., Донбах Ф. Реализация специальных технологических и металлургических задач в индукционных печах средней частоты // Литейщик России. — 2003. — № 5. — С. 20–23.

АНО «НТЦ «Стандартэлектро-С», Москва

Поступила 01.12.2003



УДК 669.154:5391:541.123.28:546

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

### Часть 1. Методология исследования. Растворимость углерода и азота.

Э. В. Приходько, В. Ф. Мороз

С применением 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, 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

Совокупность процессов, сопровождающих растворение газов в металлических и солевых расплавах, в фундаментальной теории растворов принято объединять под общим термином «сольватация». На современном этапе развития представлений о природе сложных явлений, имеющих место при образовании растворов, наиболее общим, отражающим суть процесса, является определение сольватации, предложенное Г. А. Крестовым [1]: под сольватацией следует понимать всю сумму энергетических и структурных изменений, происходящих в системе в процессе перехода газообразных молекул, ионов, радикалов или атомов в жидкую фазу с образованием раствора определенного состава, включая все изменения, которые сопровождаются разрывом химических связей в атомно-молекулярных объектах и молекулах растворителя.

Для корректного обсуждения такого комплекса вопросов необходимо, как подчеркивал В. И. Явойский [2], прежде всего выбрать наиболее правдоподобную гипотезу о структуре расплава-растворителя, решить вопрос о формах существования компонентов газовой фазы в различных средах, учесть условия формирования состава и свойств образуемых ими соединений. Необходимо не только выяс-

нить, в каком состоянии находятся атомы газообразных и примесных фаз после растворения, но и уточнить, что представляла собой структура растворителя до такого растворения и что в ней изменилось после него.

Сотни, а может быть и тысячи последующих публикаций о поведении газов в расплавах не сняли с повестки дня поиск ответа на ключевой вопрос — на базе какой модели межатомного взаимодействия в расплавах следует искать ответ на сформулированные В. И. Явойским концептуальные вопросы.

Традиционная термодинамическая схема рассмотрения процесса растворения газов в металлических и солевых расплавах предполагает наличие, как минимум, экспериментальной информации о термодинамических функциях смешения для системы «расплав—газ» и коэффициентов активности газа (его молекул, ионов или атомов) в образовавшихся растворах [3–6]. Естественно, эта схема качественно усложняется при анализе многокомпонентных растворов и, тем более, при параллельном взаимодействии металлических расплавов с газами и шлаками.

Из определения сольватации, предложенного Г. А. Крестовым, следует, что речь идет о ряде последовательных либо одновременно протекающих сложных процессах, в основе которых лежит химическое взаимодействие компонентов матричной и газовой фазы. Для описания на численном уровне характера и результатов такого взаимодействия на-



ми использована методика физико-химического моделирования, базирующаяся на представлениях и математическом аппарате концепции направленной химической связи [7, 8].

На основе развитой в работе [8] трактовки элементарного акта парного взаимодействия разработана физико-химическая модель электронной структуры металлических расплавов [9–12] и гетерофазных многокомпонентных сталей и сплавов [13, 14]. Эта модель позволяет по заданному составу рассчитать комплекс интегральных и парциальных модельных параметров, из которых наибольший интерес для темы данной статьи представляют следующие:  $Z^Y$  — химический эквивалент состава, численно равный количеству электронов, принимающих участие в образовании среднестатистической парной связи;  $d$  — структурный параметр, характеризующий длину такой связи;  $\operatorname{tg} \alpha$  — параметр, характеризующий комплекс электрохимических свойств данного сочетания атомов;  $Z_i^{\text{cp}}$  — средний заряд компонента  $i$  в соединении или растворе заданного состава.

Для определения этих параметров используется уравнение стабильности ОЦК-подобной упаковки атомов

$$4 Z^X = -Z^Y, \quad (1)$$

выражающее в терминах  $Z$  условие равновесия сил притяжения и отталкивания, действующих на любой атом в такой структуре со стороны партнеров его связей в первой ( $Z^X$ ) и второй ( $Z^Y$ ) координационных сферах. В результате его решения по заданному составу определяются интегральные параметры, характеризующие этот состав как химически единое целое, и ряд парциальных, описывающих зарядовое состояние атомов каждого из компонентов в данной системе и парные взаимодействия между ними.

В случае многокомпонентных систем левая и правая части уравнения (1) расшифровываются с учетом вероятностей образования связей между всеми возможными парами взаимодействующих атомов. Так, для расплава  $\text{Fe}_n\text{C}_m\text{Si}_k\text{Mn}_p$  (где  $n, m, k, p$  — мольные доли компонентов)

$$Z^X = Z_{\text{Fe}-\text{Fe}}^X n^2 + Z_{\text{C}-\text{C}}^X m^2 + \dots + Z_{\text{Si}(\text{Si}-\text{Mn})}^X kp; \quad (2)$$

$$\begin{aligned} Z^Y = & Z_{\text{Fe}-\text{Fe}}^Y n^2 + Z_{\text{C}-\text{C}}^Y m^2 + \dots \\ & \dots + Z_{\text{Mn}(\text{Mn}-\text{Si})}^Y kp + Z_{\text{Si}(\text{Si}-\text{Mn})}^Y kp. \end{aligned} \quad (3)$$

С целью численной реализации предложенной модели структуры расплавов для заданного состава многокомпонентных систем принято два допущения. Согласно первому предполагается, что в многокомпонентном расплаве отсутствует какое-либо предпочтение к той или иной структуре ближнего порядка и вероятности образования разных связей между атомами компонентов могут быть рассчитаны по их концентрации. Второе допущение связано с постулированием равенства расстояний между любыми парами атомов в одной координационной сфере

, независимо от химической индивидуальности партнеров связи. Подобная идеализация структуры многокомпонентных материалов, обеспечивающая системный учет изначальных свойств образующих их атомов, оказалась плодотворной при обобщении информации о свойствах как металлических [10, 11], так и солевых систем [15] и получила обоснование и развитие в результате разработки методик учета эффектов, связанных с микронеоднородностью структуры металлических [12] и оксидных [16] расплавов.

При появлении каких-либо новых, а тем более нетрадиционных методов анализа межатомного взаимодействия обычно важное место отводится сопоставлению результатов новых и уже апробированных методов решения подобных задач. Взаимоотношения разработанной и традиционных методик исследования подобных вопросов иллюстрируют следующие примеры. Анализ результатов первоосновных исследований электронной структуры диборидов переходных металлов показал, что приведенные в работе [17] параметры этой структуры функционально связаны ( $r \geq 0,95$ ) с сочетанием используемых нами физико-химических критериев соотношениями типа:

$$KBE = 15,04 - 3,16 d - 1,77 Z^Y - 5,427 \operatorname{tg} \alpha; \quad (4)$$

$$q(\mu) = 39,13 - 10,56 d - 4,95 Z^Y - 5,06 \operatorname{tg} \alpha; \quad (5)$$

$$V_{\text{val}} = 3,14 - 1,17 d - 0,062 Z^Y + 7,32 \operatorname{tg} \alpha, \quad (6)$$

где  $KBE, q(\mu), V_{\text{val}}$  — соответственно концентрация валентных электронов, заряд атомов металла и общая ширина валентной зоны. При этом следует учесть, что путь дальнейшего использования этих параметров для описания связи макросвойств соединений с составом, особенно многокомпонентных, предстоит еще разрабатывать. В то же время в рамках развиваемой методологии физико-химического моделирования уже сформулированы и реализованы полуэмпирические методы анализа связи между составом, закодированным в терминах  $Z^Y, d$  и  $\operatorname{tg} \alpha$ , и основными свойствами многокомпонентных материалов как в твердом [14, 18], так и в расплавленном [8, 9] состояниях.

В табл. 1 представлены результаты расчета  $Z$  по межъядерным ( $Z_B$ ) и межмолекулярным ( $Z_M$ ) расстояниям в молекулах типа  $A_2$ . Половина последних обычно трактуется как ван-дер-ваальсовые радиусы ( $r_v$ ), значения которых достаточно широко используются в физической химии молекул [19, 20]. Как следует из таблицы, в таком случае значения  $Z_M$  соответствуют формальным отрицательным валентностям  $sp$ -элементов.

Для оценки достоверности информации о  $Z_B$  рассмотрим данные о дипольных моментах ( $\mu$ ), определяемых как произведение зарядов на длину ( $d$ ) связи [21, 22]. Соответствующий пересчет экспериментальных значений  $\mu$  (табл. 2) показывает, что величины  $Z_B$  в табл. 1 и  $\mu/d$  в табл. 2 полностью

Таблица 1. Характеристики взаимодействия для молекул  $A_2$ 

Молекула	$Z_B, e$	$Z_M, e$	Молекула	$Z_B, e$	$Z_M, e$	Молекула	$Z_B, e$	$Z_M, e$
$F_2$	+0,927	-1,06	$O_2$	+0,580	-1,96	$N_2$	+0,38	-2,58
$Cl_2$	+1,439	-1,03	$S_2$	+0,880	-2,10	$P_2$	+0,68	-2,75
$Br_2$	+1,597	-1,04	$Se_2$	+1,120	-2,0	$As_2$	+0,89	-2,60
$J_2$	+1,717	-1,03	$Te_2$	+1,275	-2,0	$Sb_2$	+1,10	-2,45

совпадают. Тем самым прямым методом подтверждается обоснованность рекомендуемых для  $sp$ -элементов значений параметров  $Ru^0$  и  $\operatorname{tg} \alpha$  и корректность использования этих параметров для расчета эффективных зарядов.

В современной литературе вопросы распределения газообразных примесей в расплавах рассматриваются, как правило, на основе различных вариаций кластерной модели. Дискуссия идет, в основном, вокруг трактовки вопросов об относительном числе разного рода микрогруппировок, их составе, размерах и устойчивости в зависимости от общего состава расплавов и параметров их температурно-временной обработки [23, 24].

В то же время вопрос о формах существования углерода, азота, водорода, фосфора и т. п. в расплавах железа остается дискуссионным и позиции разных исследователей по этому вопросу существенно разнятся. Значительная часть противоречий между исследователями при объяснении физической сущности одних и тех же результатов и явлений обусловлена, на наш взгляд, неоднозначностью их интерпретации на микроуровне, т. е. на уровне межатомного взаимодействия.

В основе подхода, с позиции которого в данной статье рассматривается этот ключевой вопрос материаловедения, лежат два положения: 1) представление об изменчивости зарядового состояния (соответственно и парциальных термодинамических свойств) атомов каждого из компонентов как металлического расплава, так и твердых или расплавленных солевых систем в зависимости от их конкретного кристаллографического окружения, которое, в свою очередь, сложным образом зависит от общего состава систем; 2) металлические и солевые расплавы рассматриваются как химически единые системы, изменение состава которых влияет на их физико-химические свойства и реакционную способность через сопутствующее изменение параметров их кристаллохимической структуры и характеристик межатомного взаимодействия.

Конкретными следствиями этих двух положений являются: отказ от постулирования зарядового состояния ионов в расплавах в связи с наличием неоспоримых доказательств невозможности существования как в твердых растворах и кристаллах, так и в расплавах высокозарядных катионов (типа  $Si^{4+}$ ,  $Al^{3+}$ ,  $Ca^{2+}$  и т. д.) и анионов ( $P^{3-}$ ,  $S^{2-}$ ,  $O^{2-}$  и т. д.). Для определения  $Z$  реагентов разработана методика [7, 8], реализующая общий тезис современной классической и квантовой химии: нет зарядов ( $Z$ ) ионов вообще, есть их заряд по отношению к конкретным партнерам связи; отказ от описания взаимодействия между металлическими и солевыми системами как суммы реакций между отдельными их компонентами, включая существующие в газообразной форме.

По аналогии с хорошо развитыми в электрохимии представлениями о взаимодействии расплавов металлов с их солями [25, 26] процессы взаимодействия газов с расплавами трактуются как кооперативный ионообменный процесс, на всех стадиях которого составы реагентов меняются согласованно. Аналогичный подход развивается применительно к трактовке сущности окислительных и восстановительных процессов в металлургии [27, 28], результаты которых сложным образом зависят от общего состава реагирующих фаз.

Как отмечается в работе [24], форма присутствия углерода в расплавах Fe–C до сих пор окончательно не установлена, хотя это принципиально важно для анализа строения железоуглеродистых расплавов. Наиболее близким по идеологии к развивающемуся нами подходу является предположение, что в октаэдрических пустотах ОЦК-подобной структуры эффективный радиус углерода является промежуточным между характерным для атома иона  $C^{4+}$  [29]. В этой же работе правильно, на наш взгляд, трактуется химическая сторона процесса: коллективизированные электроны, отдаваемые углеродом при растворении, рассматриваются как принадлежащие в равной степени данному атому углерода и окружающим атомам железа, которые, в свою очередь,

Таблица 2. Дипольные моменты и длины связей в молекулах  $A_2$ 

Молекула	$r_v \cdot 10^{-1}$ , нм	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\mu$ [4, 12]	$\mu/d$	Молекула	$r_v \cdot 10^{-1}$ , нм	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\mu$ [4, 12]	$\mu/d$
$F_2$	1,35	1,416	1,315	0,93	$Se_2$	2,0	2,166	2,410	1,11
$Cl_2$	1,80	1,988	2,860	1,44	$Te_2$	2,2	2,557	3,210	1,25
$Br_2$	1,95	2,281	3,645	1,60	$N_2$	1,5	1,097	0,417	0,38
$J_2$	2,15	2,666	4,580	1,72	$P_2$	1,9	1,894	1,225	0,65
$O_2$	1,40	1,207	0,700	0,58	$As_2$	2,0	2,104	1,835	0,87
$S_2$	1,85	1,889	1,665	0,88	$Sb_2$	2,2	2,400	2,645	1,10



Таблица 3. Модельные параметры структуры расплавов Fe–C, легированных титаном, ванадием, хромом и молибденом

Состав расплава, % мас	$\lg f_C$	$Z^Y$ , е	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z_C$ , е	$Z_{Fe}$ , е	$Z_i$ , е	$T$ , К
4,740 C + 0,02 Ti	0,005	1,3815	2,3316	-2,73121	0,29592	0,9199	1623
5,210 C + 0,59 Ti	-0,063	1,4061	2,3103	-2,69845	0,33329	0,9573	1723
5,964 C + 4,38 Ti	-0,300	1,4870	2,3098	-2,70254	0,32719	0,9508	1723
4,820 C + 1,55 V	-0,046	1,4151	2,3407	-2,74442	0,28254	0,2609	1593
5,220 C + 2,86 V	-0,108	1,4514	2,3283	-2,72393	0,30750	0,2895	1683
5,800 C + 7,0 V	-0,249	1,5367	2,3282	-2,72029	0,31621	0,3008	1723
5,05 C + 1,90 Cr	-0,095	1,4341	2,3266	-2,71831	0,31576	-0,3530	1623
5,35 C + 6,23 Cr	-0,107	1,5329	2,3371	-2,72319	0,32147	-0,3446	1723
6,27 C + 23,83 Cr	-0,397	1,8195	2,3625	-2,71203	0,37858	-0,2736	1733
4,830 C + 0,43 Mo	-0,024	1,4077	2,3336	-2,73021	0,30083	-0,4168	1623
5,56 C + 16,60 Mo	-0,091	1,6612	2,3588	-2,72343	0,34511	-0,3512	1623
0,24 C + 26,87 Mo	-0,015	1,8049	2,4107	-2,76529	0,32370	-0,3846	1623

отдают свои электроны с  $4s^2$  уровня в коллективизированное состояние, т. е. формируется связующее электронное облако из электронов партнеров связи. Тем не менее, приводимые в литературе значения эффективного заряда углерода в аустените колеблются между +0,5 и +16 е, что объясняется участием в процессах электропереноса не только ионов углерода, но и других носителей заряда, включая дырки [30]. На фоне противоречивого толкования такой информации на второй план уходит вопрос: а что можно извлечь из знания точных значений  $Z$  того или иного компонента или всех их вместе взятых.

В развитие предложенной нами ранее схемы анализа и обобщения имеющейся в литературе подобной информации и оценки ее достоверности [13] в данной работе выполнено обстоятельное расчетно-теоретическое исследование влияния легирующих элементов на активность углерода в расплавах железа.

Выборка экспериментальных данных различных исследований была подготовлена и любезно предоставлена нам доктором технических наук В. М. Соколовым (ФТИМС, г. Киев), за что авторы выражают ему искреннюю благодарность. Это уникальный по объему и достоверности материал, поскольку при его подготовке значения коэффициентов активности углерода ( $f_C$ ) по экспериментальным данным разных исследователей сопоставлялись с аналогичными величинами, рассчитанными

им по методу эквивалентных концентраций [31]. Выборка включала 882 тройных расплава, в числе которых партнерами углерода были хром (73 системы), вольфрам (40), молибден (26), титан (37), ванадий (72) и т. д. Существенно, что концентрации как углерода, так и легирующих элементов изменялись в широком интервале (углерода от 0,1 до 6 % мас, легирующих — от 0,1 до 50 % и более) (табл. 3).

В процессе исследования на первом этапе значения  $f_C$  сопоставлялись с сочетанием интегральных параметров ( $Z^Y$ ,  $d$  и  $\operatorname{tg} \alpha$ ) структуры расплавов, дополненных значениями температуры. В результате установлена целесообразность разделения общей выборки на части, отражающие специфику положения легирующих элементов в Периодической системе. Конкретная ситуация выглядит следующим образом.

Коэффициент активности углерода для расплавов с участием никеля, кобальта и меди описывается уравнением

$$\lg f_C = 5,825 d - 2,03 Z^Y - 11,288 \operatorname{tg} \alpha + 0,001 T - 11,31 \quad (r = 0,99). \quad (7)$$

В случае легирования расплавов Fe–C тугоплавкими легирующими (табл. 3) коэффициенты этого соотношения несколько меняются:

$$\lg f_C = 7,62 d - 1,953 Z^Y - 13,9 \operatorname{tg} \alpha + 0,0013 T - 15,86 \quad (r = 0,985). \quad (8)$$

В графическом виде это соотношение иллюстрирует рис. 1. Совместный анализ этих двух выборок частично усредняет эти результаты:

$$\lg f_C = 6,605 d - 2,17 Z^Y - 42,82 \operatorname{tg} \alpha + 0,00123 T - 10,37 \quad (r = 0,988). \quad (9)$$

Рассмотрена зависимость коэффициента массопереноса углерода  $K_M$ , определенного в работе [32] по потоку вещества от растворяющего образца углерода в виде цилиндра в объем расплава, от интегральных модельных параметров расплава, его температуры и относительной скорости вращения  $V$

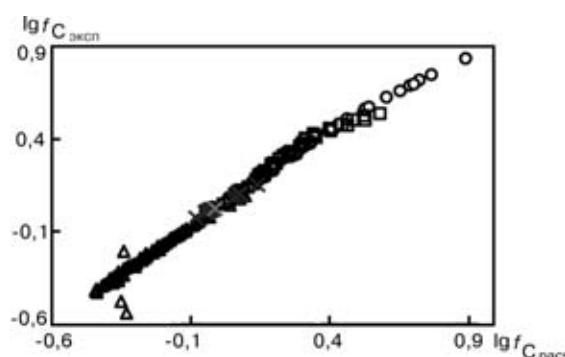


Рис. 1. Влияние тугоплавких легирующих элементов на  $\lg f_C$  в расплавах железа:  $\diamond$  — C–Cr;  $\square$  — C–W;  $\Delta$  — C–Mo;  $\times$  — C–Ti;  $*$  — C–V;  $\circ$  — C–Nb;  $+$  — C–Zr



**Таблица 4. Интегральные параметры и состав<sup>1</sup> феррохрома при 1973 К**

Состав сплава, % мас	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$
Fe-5,74 C	2,2740	1,4100	0,0946
4,29 Cr-6,05 C	2,2881	1,5079	0,0941
9,28 Cr-6,53 C	2,2933	1,6087	0,0936
18,57 Cr-7,19 C	2,3036	1,7548	0,0924
27,43 Cr-8,0 C	2,2966	1,8532	0,0916
32 Cr-8,29 C	2,2955	1,8906	0,0910
41 Cr-8,8 C	2,2910	1,9413	0,0899
49,71 Cr-9,34 C	2,2796	1,9628	0,0889
53,71 Cr-9,54 C	2,2744	1,9652	0,0884

<sup>1</sup> Остальное железо

Обобщающее уравнение (выборка 106 расплавов) для тройных систем Fe-Cr-C, Fe-Si-C, Mn-Si-C и четверных Fe-Si-Mn-C и Fe-Si-Cr-C с учетом изменения температуры может быть представлено в виде

$$[C] \% = 107,31 - 37,93 d + 5,19 Z^Y - 64,56 \operatorname{tg} \alpha - 0,00834 T \quad (r = 0,999). \quad (14)$$

Следует отметить, что в уравнениях (11)–(14) значения интегральных параметров рассчитаны с учетом содержания углерода в ферросплавах. Растворимость углерода в зависимости от интегральных параметров матрицы, т. е. без учета в составе сплавов углерода, также точно описывается уравнением

$$[C] \% = -78,4 + 23,45 d + 1,94 Z^Y + 45,63 \operatorname{tg} \alpha + 0,0063 T \quad (r = 0,948). \quad (15)$$

Это принципиально важное с методической точки зрения обстоятельство, подтверждающее работоспособность методологии физико-химического моделирования при разных вариантах кодирования информации о составе многокомпонентных расплавов и продуктов их затвердевания.

Самым распространенным методом расчета растворимости азота в многокомпонентных сплавах на основе железа, никеля и кобальта является метод Вагнера, основанный на применении параметров взаимодействия первого и второго порядка. Существенным недостатком этого метода является допущение о постоянстве  $\epsilon_i^j$  при любых концентрациях легирующих компонентов.

Авторам работ [34–36] удалось добиться повышения точности расчетов растворимости азота в сплавах, заменив это грубое приближение вводом масштабных коэффициентов, учитывающих изменяющееся влияние на активность азота каждого из компонентов сплавов на основе железа и никеля. Тем не менее, теория и методы решения прикладных задач разработаны недостаточно, что затрудняет поиск ответа на ряд важных вопросов, связанных с оценкой влияния легирующих элементов и примесей на свойства сталей и сплавов.

Анализ приведенной в работах [35–37] экспериментальной информации о растворимости азота в многокомпонентных расплавах на основе железа с никелем, кобальтом, tantalом, хромом, молибденом, марганцем, ванадием, ниобием, вольфрамом и другими элементами при различных их комбинации-

растворяемого образца. Значения  $K_M$  точно описываются уравнением линейной регрессии

$$K_M = 550,4 - 114,06 d - 237,5 Z^Y + 325,8 \operatorname{tg} \alpha + 0,009 T + 0,046 V \quad (r = 0,992). \quad (10)$$

Приведенные ниже результаты являются продолжением этой работы и связаны с изучением систем с повышенными концентрациями углерода и легирующих элементов при высоких температурах. Анализ данных работы [33] показал следующее.

Растворимость углерода в феррохроме различного состава — трехкомпонентная система Fe-Cr-C при 1973 К (табл. 4) — описывается регрессионным уравнением

$$[C] \% = 66,31 - 24,87 d + 5,43 Z^Y - 122,89 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,999). \quad (11)$$

В ферросиликомарганце — четырехкомпонентной системе Fe-Si-Mn-C, включая две тройные системы Fe-Si-C и Mn-Si-C, всего 50 составов, содержание углерода при температуре 1733 К описывается в зависимости от интегральных параметров уравнением

$$[C] \% = 48,74 - 31,5 d + 7,25 Z^Y + 211,67 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,981). \quad (12)$$

Аналогичное уравнение получено для системы Fe-Si-Cr-C, включая тройную систему Fe-Si-C при температуре 1973 К:

$$[C] \% = 117,11 - 41,66 d + 2,68 Z^Y + 86,61 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,991). \quad (13)$$

**Таблица 5. Растворимость азота в расплавах железа и параметры межатомного взаимодействия в них**

Состав <sup>1</sup> сплава, % мас	[N], %	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$	T, K	$Z_{cp}^N$ , е
24 Cr-5,8 Ni-1,96 Mn-5,29 Mo-0,03 C	0,67	2,7919	1,9320	0,0835	2073	-2,2834
20,6 Cr-33,6 Ni-68 Mn-0,4 Si	0,169	2,8042	1,9122	0,0898	1904	-2,3839
19,7 Cr-29,6 Ni-1 Mn-1,5 Si-2,6 Mo-0,9 Nb-2 Cu	0,174	2,7933	1,9792	0,0895	1880	-2,3617
20,26 Cr-20,2 Ni-1,1 Mn-0,4 Si-3,9 Mo-4 Nb-4,5 W-20,2 Co 6 Ni-25 Cr-2 Mn-5 Mo	0,262 0,371	2,8326 2,8145	2,1407 1,9407	0,0873 0,0828	1835 1973	-2,3808 -2,3100

<sup>1</sup> Остальное железо

Таблица 6. Экспериментальная и расчетная растворимость азота в сплавах железа при 1523 К и  $P_{N_2} = 101,3$  кПа

Сплав	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$	[N] <sub>эксп</sub> , %	[N] <sub>расч</sub> , %
X18H6	2,8261	1,6911	0,0849	0,435	0,441
X18H4	2,8264	1,6677	0,0845	0,435	0,438
X13H26	2,8243	1,7697	0,0903	0,420	0,303
X22H6	2,8263	1,7651	0,0840	0,645	0,533
X15Г14	2,8469	1,7952	0,0837	0,540	0,681
X18Г12	2,8443	1,8229	0,0831	0,785	0,710
X18Г16	2,8489	1,8765	0,0829	0,885	0,785
X18Г10Н4	2,8407	1,8359	0,0840	0,660	0,669
X18Г12Н4	2,8431	1,8638	0,0838	0,665	0,711

ях и концентрациях в расплавах позволил установить тесную связь растворимости азота с интегральными параметрами межатомного взаимодействия в расплавах. Растворимость азота в расплавах железа (выборка 132 расплава) в зависимости от параметров межатомного взаимодействия и температуры (данные для некоторых расплавов из этой выборки приведены в табл. 5) описываются уравнением

$$[N] \% = 33,088 - 10,348 d - 0,047 Z^Y - \\ - 45,318 \operatorname{tg} \alpha + 0,000205 T \quad (r = 0,936). \quad (16)$$

С такой же точностью растворимость азота для этой выборки экспериментальных данных в зависимости от среднего заряда азота в расплаве ( $Z_{\text{cp}}^N$ ) и температуры описывается уравнением

$$[N] \% = 11,201 + 4,93 Z_{\text{cp}}^N + \\ + 0,000374 T \quad (r = 0,935). \quad (17)$$

При переходе от расплавов к продуктам их кристаллизации картина качественно не изменяется. Так, например, анализ приведенных в работе [38] данных о растворимости азота в austenite сложного состава (табл. 6) показал наличие ее связи с параметрами межатомного взаимодействия в виде уравнения

$$[N] \% = - 13,478 + 5,50 d + \\ + 0,80 Z^Y - 35,37 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,934). \quad (18)$$

Сопоставление уравнений (16) и (18) показывает, что разработка подобных описательных моделей путем статистической обработки опытных данных на современной стадии развития теории физико-химического моделирования сохраняет основной не-

достаток корреляционного анализа при исследовании соотношений типа «состав-свойства»: в зависимости от индивидуальности выборки числовые коэффициенты при одних и тех же параметрах изменяются в широком диапазоне.

Растворимость азота в многокомпонентных расплавах на основе никеля [35, 39–41] (выборка 96 расплавов) описывается уравнением

$$[N] \% = 9,341 - 0,906 d - 0,705 Z^Y - \\ - 53,820 \operatorname{tg} \alpha - 0,00017 T. \quad (19)$$

Экспериментальные значения растворимости азота для части расплавов из этой выборки и параметры межатомного взаимодействия в них приведены в табл. 7.

Зависимость растворимости азота от его среднего заряда в расплавах никеля по сочетанию использованных параметров аналогична таковой для многокомпонентных расплавов на основе железа и описывается уравнением

$$[N] \% = 2,993 + 0,995 Z_{\text{cp}}^N - 0,00021 T. \quad (20)$$

Однако при этом следует обратить особое внимание на разный характер влияния температуры на растворимость азота в расплавах на основе железа и никеля ((17) и (20)).

Анализ растворимости азота в сплавах на основе кобальта [42] показал наличие ее связи с интегральными параметрами межатомного взаимодействия в виде уравнения

$$[N] \% = 39,843 - 13,044 d + 0,367 Z^Y - \\ - 386,01 \operatorname{tg} \alpha - 0,0000227 T \quad (r = 0,998). \quad (21)$$

Таблица 7. Параметры межатомного взаимодействия в многокомпонентных никелевых расплавах и растворимость в них азота

Состав <sup>1</sup> сплава, % мас	[N], %	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$	T, К	$Z_{\text{cp}}^N$ , е
6,85 Fe–0,55 Ti	0,014	2,8332	1,2832	0,1034	1873	-2,5829
15 Cr–5,5 W–2,5 Nb–0,6 Al	0,044	2,8391	1,4924	0,0997	1873	-2,5313
15 Cr–6 Mo–11 W–2,5 Nb–0,6 Al	0,083	2,8524	1,7061	0,0961	1873	-2,4925
22 Cr–6 Mo–5,5 W–2,5 Nb–0,6 Al	0,161	2,8345	1,7665	0,0943	1873	-2,4494
19,5 Fe–21 Cr–9 Mo	0,167	2,8239	1,9430	0,0912	1873	-2,4099
8 Cr–12 Mo–11 W–5 Nb	0,067	2,8800	1,7120	0,0954	1773	-2,5165
8 Cr–12 Mo–11 W	0,027	2,8620	1,6024	0,0972	1773	-2,5198
22 Cr–12 Mo–11 W–5 Nb	0,470	2,8405	2,0185	0,0889	1773	-2,3774

<sup>1</sup> Остальное железо.



**Таблица 8. Модельные параметры структуры некоторых металлических сплавов, исследованных в работе [43]**

Состав сплава, % мас	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\operatorname{tg} \alpha$	$Z^Y$ , е
100 % Nb	3,287	0,0630	1,586
Fe + 58,6 V	2,937	0,0803	1,850
Fe + 78,6 V	2,968	0,0778	1,705
Fe + 41,5 V	2,914	0,0826	1,8108
Fe + 38,5 Nb	2,8274	0,0880	1,136
Fe + 60 Cr	2,8374	0,0748	1,998
Fe + 39,7Cr	2,8307	0,0793	1,92
Fe + 59,2 Mn	2,8907	0,0844	1,754
Fe + 8,2 Cr	2,826	0,0862	1,366
Fe + 17,7 Mn	2,8557	0,0869	1,494
Fe + 21,5 Ni	2,8285	0,0923	1,438
Fe + 59,6 Ni	2,8349	0,0999	1,507
100 % Ni	2,8611	0,108	0,926
100 % Cu	2,9284	0,118	0,847

Как и в предыдущем случае, влияние температуры на растворимость азота в этих сплавах отличается от характерного для сплавов железа. Рассмотрим причины этого явления.

При наличии химического взаимодействия между атомами реагентов температурная зависимость растворимости газа становится сложной. Если в результате этого взаимодействия газа с ионным или металлическим сплавом преобладают экзотермические процессы, то повышение температуры снижает растворимость. Наоборот, если преобладают эндотермические, то повышение температуры способствует увеличению растворимости газа.

При традиционном термодинамическом подходе к получению уравнения изотермы растворимости неметалла в зависимости от концентрации металла нужно располагать, согласно работе [25], данными о сродстве элементов друг к другу при определенной температуре, о парциальных энергиях Гиббса в зависимости от концентрации компонентов при растворении металлов и неметаллов в сплавах и о параметрах взаимодействия между их атомами. На-

личие такой информации в полном объеме для интересующих практику систем является во многих случаях проблематичным. В связи с вышеизложенным установление функциональных связей между коэффициентами уравнений изотерм экспериментально изученных растворимостей газов в металлических и солевых сплавах с одной стороны и параметрами межатомного взаимодействия с другой представляет несомненный научный и практический интерес.

В качестве одного из объектов исследования рассмотрим приведенную в работе [43] в графическом виде комплексную диаграмму политерм растворимости азота в чистых металлах и бинарных сплавах (некоторые из их составов приведены в табл. 8). Как видно из этой таблицы, с изменением состава сплавов происходит постепенное изменение растворимости азота в зависимости от температуры — от повышения его содержания у первой половины сплавов до понижения у второй. Эти результаты можно достаточно точно описать уравнением пучка прямых, пересекающихся в одной точке:

$$\lg K_N = a + b T, \quad (22)$$

в котором  $a = -2,801$ . Коэффициент  $b$ , как показал анализ, достаточно точно описывается уравнением

$$b = 0,671 d - 19,02 \operatorname{tg} \alpha - 0,089 \quad (r = 0,9), \quad (23)$$

что позволяет говорить о возможности использования этого уравнения для решения задач прогнозирования — с прикладной точки зрения, и более глубокого понимания механизма взаимодействия сплавов и растворяемых веществ — с теоретической.

До сих пор, судя по известной нам литературе, факт качественно разного влияния температуры на изменение растворимости газов не имел объяснения, опирающегося на результаты численных расчетов. В частности, для сплавов с сочетаниями модельных параметров, близким к характерным для никеля и меди, повышение температуры снижает растворимость в них азота, что объясняет, по нашему мнению, причину различия ее роли в уравнениях (16) и (19).

**Таблица 9. Модельные параметры структуры и равновесные константы растворимости газа, рассчитанные по уравнению (24)**

Состав сплава и газа, % мас	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\operatorname{tg} \alpha$	$Z^Y$ , е	$Z_{\text{рас}}^Y$ , е	$A$	$B$	$K_N \cdot 10^6$ , $T = 1100 \text{ К}$	$K_N \cdot 10^6$ , $T = 1100 \text{ К} (24)$
<b>CsJ–LiJ</b>								
90–10	4,191	0,147	1,311		-3,871	2011,8	9074,51	8565,0
50–50	3,888	0,179	1,243	1,282	-3,865	1576,2	3694,73	3325,20
10–90	3,528	0,211	1,137		-3,642	636,31	863,29	949,020
<b>KCl–BaCl<sub>2</sub></b>								
80–20	3,563	0,163	1,123		-2,422	-2230,7	35,48	43,28
50–50	3,656	0,138	1,242	0,948	-1,911	-3098,6	18,73	18,80
32–68	3,693	0,126	1,284		-1,629	-3594,7	12,68	12,17
<b>NaBr–KBr</b>								
75–25	3,547	0,186	1,083		-3,067	-800,73	160,20	183,73
50–50	3,621	0,183	1,101	1,069	-3,236	-369,32	268,28	289,19
25–75	3,673	0,180	1,098		-3,324	-123,31	366,32	410,98

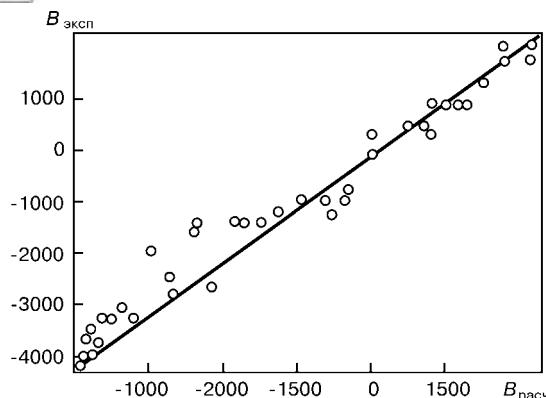


Рис. 2. Соотношение экспериментальных и рассчитанных по уравнению (26) значений коэффициента  $B$  в уравнении (24)

Установлено, что методика подобных расчетов может быть эффективно использована при анализе влияния состава на свойства солевых систем и характеристики протекающих в них процессов при растворимости газов.

В частности известно, что коэффициенты  $A$  и  $B$  для уравнений равновесной константы растворимости газа ( $K_N$ ) в солевых расплавах

$$\lg K_N = A + B/T \quad (24)$$

меняются в зависимости от химического состава солевого расплава и состава растворяемого газа-галогена [26]. Описанная выше методика расчета  $d$ ,  $Z^Y$  и  $\operatorname{tg} \alpha$  использована для кодировки информации о составе реагентов — солевого расплава и растворяющего газа (табл. 9).

С целью отработки такой методики анализа нами проанализированы систематизированные в работе [44] экспериментальные данные о растворимости галогенов в расплавленных галогенидах. Установлено [45], что коэффициенты  $A$  и  $B$  в уравнении (24) могут быть выражены как функции рассчитанных по составу фаз модельных параметров:

$$A = 15,7868 - 3,7861 d - \\ - 35,6114 \operatorname{tg} \alpha + 1,1255 Z_{\text{раз}}^Y; \quad (25)$$

$$B = -17035,7 + 6361,54 d - \\ - 14483,3 Z^Y + 9017,03 Z_{\text{раз}}^Y, \quad (26)$$

где  $d$ ,  $\operatorname{tg} \alpha$ ,  $Z^Y$  — интегральные параметры солевого расплава, рассчитанные по физико-химической модели структуры разупорядоченных солевых расплавов [15], а  $Z_{\text{раз}}^Y$  — химический эквивалент состава растворяющего газа.

На рис. 2 приведено соотношение между левой и правой частями уравнения (26), свидетельствующее о высоком уровне точности подобной аппроксимации опытных данных из работы [44].

Рассчитанные по формуле (24) при использовании выражений (25) и (26) равновесные константы растворимости газа хорошо согласуются с экспериментальными данными, а также с данными, рассчитанными по индивидуальным уравнениям для отдельных систем соль-газ, приведенных в ра-

боте [42]. Результаты сравнительного анализа представлены в табл. 9.

Особенностью обработанных данных является то, что температурные зависимости имеют различный характер (в одних случаях константа Генри растет, в других уменьшается). Эти результаты являются следствием различного сочетания параметров направленного межатомного взаимодействия в структуре реагирующих фаз. Тем не менее, они хорошо описываются предложенной моделью (уравнениями (24)–(26)).

Использование физико-химической модели структуры разупорядоченных расплавов позволяет также с достаточно высокой степенью точности обобщить данные о термодинамических характеристиках процесса растворения газов в солевых расплавах.

Резюмируя результаты обстоятельных исследований реакций газов-галогенов с ионными расплавами, Ю. К. Делимарский сформулировал общий тезис: растворимость галоидов зависит от природы катионов расплава-растворителя, а также от природы самих галоидов [25, 26]. Очевидно, что этот тезис в общем виде справедлив по отношению к любым системам расплав — газ. Есть, на наш взгляд, все основания полагать, что сочетание уравнений (24)–(26) конкретизирует эти представления в форме, удобной для решения задач прогнозирования.

Необходимо подчеркнуть, что рассмотренные выше результаты невозможно получить другими, применявшимися до сих пор методами исследования закономерностей формирования электронной структуры и свойств солевых систем и растворения в них газов. В то же время на данной стадии исследования реализована наиболее упрощенная схема оперирования новыми физико-химическими критериями — статистический анализ с их помощью разносторонней экспериментальной информации о свойствах солевых расплавов. В таком анализе эти критерии по сути дела выполняют функции параметров «свертки» информации о составе, что позволяет сравнивать между собой разнообразные по составу системы и существенно повысить точность в солевых расплавах описательных моделей.

Несмотря на качественно различающиеся объекты исследования (азот в металлических расплавах и галогены в солевых), новый научный итог проведенного анализа очевиден: различный характер изменения констант равновесия в зависимости от температуры и изотерм растворимости предопределен сочетанием модельных параметров электронной структуры реагентов, причем эта предопределенность не абстрактно декларируется, а выражается в виде конкретных количественных соотношений.

Полученные результаты создают благоприятные предпосылки для рассмотрения проблемы растворимости не только углерода и азота, но и их соединений. Рассмотрим информацию по этому вопросу, поскольку к проблеме примесей и газов в металлах она имеет прямое отношение.



Таблица 10. Интегральные параметры и произведение растворимости некоторых карбидов и нитридов в аустените

Система	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$	$T$ , К	$-\lg \text{ПР}$ [47]	$-\lg \text{ПР}_{\text{расч}}$
NbN	2,3709	1,7566	0,0965	1473	2,88	3,60
BN	1,5811	0,9540	0,1640	1373	4,93	3,76
TiN	2,2769	1,4566	0,1075	1373	7,16	4,64
ZrN	2,4672	1,5851	0,1020	1273	8,02	6,40
ZrN	2,4672	1,5851	0,1020	1473	6,43	5,38
VN	2,2091	1,5720	0,1025	1473	2,27	2,77
TiC	2,0823	1,5162	0,1015	1473	2,43	1,43
ZrC	2,2705	1,6455	0,0960	1373	2,32	3,16
VC	2,0391	1,6322	0,0965	1373	0,19	0,83
NbC	2,2071	1,8183	0,0905	1273	2,78	2,23
TaC	2,2263	1,8759	0,0890	1273	2,59	2,20
TaC	2,2263	1,8759	0,0890	1373	2,19	1,69
TaN	2,3849	1,8138	0,0950	1373	3,24	4,03
CrN	2,1586	1,7044	0,0980	1373	1,56	2,13

На растворимость карбидов и нитридов в аустените влияет множество факторов, изучению роли которых посвящена специальная литература [4, 46–48]. Обобщение представительного экспериментального материала позволило ряду авторов описать эти результаты в виде уравнений для температурной зависимости произведений растворимости (ПР) типа

$$\lg [\% \text{Me}] [\% \text{Э}]^n = A/T + B. \quad (27)$$

Анализ экспериментальных данных по произведениям растворимости карбидов и нитридов, взятых из различных литературных источников и систематизированных в работе [47] (табл. 10), показал наличие их зависимости от интегральных модельных параметров  $d$ ,  $Z^Y$  и  $\operatorname{tg} \alpha$  электронного строения тугоплавких соединений.

Так  $\lg \text{ПР}$  карбидов и нитридов в аустените в интервале температур 1273...1473 К описывается уравнением

$$\lg \text{ПР} = 21,204 + 0,0052 T - 12,6965 d + 4,430 Z^Y - 106,315 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,9), \quad (28)$$

а в феррите уравнением

$$\begin{aligned} \lg \text{ПР} = & -187,103 + 0,0057 T - 34,632 d + \\ & + 71,464 Z^Y + 1363,209 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,98). \end{aligned} \quad (29)$$

Авторы работы [49], обобщив большой объем опубликованных данных, отмечают, что существует более десятка различных уравнений растворимости для каждого карбида и нитрида и расхождения между ними весьма значительны. Соответственно ситуация существенно усложняется при наличии нескольких легирующих элементов и изменении соотношения между концентрациями углерода и азота. По их мнению следует также учитывать, что уравнения индивидуальной растворимости в виде выражения (27) относятся только к конкретному составу и не могут использоваться при химических составах карбонитридов, когда роль взаимодействия между их компонентами становится существенной. Конкретизируя эти общие тезисы на языке параметров теории физико-химического моделирования, логично попытаться связать изменение параметров  $A$  и  $B$  в выражении (27) с модельными параметрами типа  $Z^Y$  и  $d$ . С другой стороны, используя уравнения

Таблица 11. Химический состав некоторых хромомаргандцевых сталей и их интегральные параметры

№ п/п	Содержание элементов, % мас				$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$Z^Y$ , е	$\operatorname{tg} \alpha$	$T_{\text{п.п.}}$ , °С
	Cr	Mn	C	N				
1	27,8	9,8	0,81	0,25	2,7458	1,9571	0,0827	1260
2	18,7	11,6	0,32	0,14	2,7987	1,8391	0,0837	1110
3	18,8	12,5	0,13	0,45	2,7989	1,8528	0,0839	985
4	18,2	12,2	0,29	0,28	2,7929	1,8399	0,0840	1110
5	22,4	12,9	0,18	0,56	2,7885	1,9163	0,0833	1095
6	21,3	11,5	0,05	0,26	2,7733	1,8850	0,0836	1220
7	24,5	14,5	0,31	0,78	2,7655	1,9660	0,0833	1180
8	24,4	13,5	0,63	0,29	2,7638	1,9555	0,0830	1260
9	15,0	13,5	0,10	0,13	2,8251	1,7929	0,0841	900
10	17,1	11,8	0,22	0,13	2,8099	1,8111	0,0839	1055

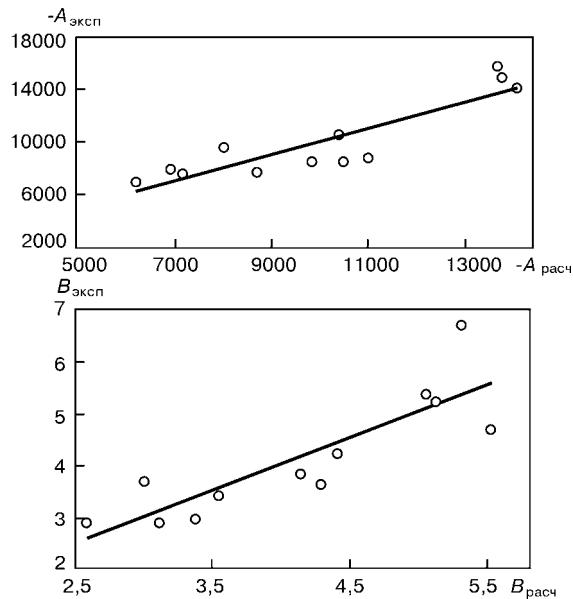


Рис. 3. Соотношение опытных [49] и рассчитанных по уравнениям (30), (31) коэффициентов  $A$  и  $B$  в уравнении (27)

(28) и (29), можно производить расчеты для случаев образования карбонитридов любого состава.

Учитывая противоречивость в большинстве случаев данных о коэффициентах  $A$  и  $B$  в уравнении (27), методом последовательных приближений на втором этапе исследований рассмотрели целесообразность выражения каждого из этих коэффициентов как функции модельных параметров взаимодействия. В результате при анализе растворимости в аустените карбидов и нитридов можно получить зависимости типа  $A(B) = f(Z^Y, d, \operatorname{tg} \alpha)$  с коэффициентами корреляции на уровне  $r \geq 0,9$  (рис. 3), а обобщающие соотношения выглядят таким образом:

$$A = 15237 d - 13630 Z^Y + 66027 \operatorname{tg} \alpha - 8166,85; \quad (30)$$

$$B = 42,25 - 4,77 d - 9,2 Z^Y - 126,3 \operatorname{tg} \alpha. \quad (31)$$

Очевидно, что варьируя опытные данные о величинах  $A$  и  $B$  и согласовывая их с результатами расчетов по уравнениям (28) и (29), можно методом последовательных приближений подобрать более точные модели, однако решение этой задачи выходит за рамки данной статьи.

Обычно в сталях углерод, азот, кислород и водород присутствуют совместно как в виде твердых растворов, так и в виде карбидов, нитридов, оксидов и гидридов. Растворимостью этих соединений в сталях с образованием твердых растворов и их выделением из раствора регулируются свойства сталей. Для хромомарганцевых сталей с различным содержанием углерода и азота установлена связь температуры полного растворения карбидов и нитридов по данным работы [50] с интегральным размерным параметром  $d$  (табл. 11):

$$T_{\text{п.р.}} = 13610,39 - 4482,83 d \quad (r = 0,925), \quad (32)$$

из чего следует, что с ростом  $d$  температура полного растворения карбидов и нитридов уменьшается.

1. Крестов Г. А. Термодинамика ионных процессов в растворах. — Л.: Химия, 1984. — 272 с.
2. Явойский В. И. Газы в ваннах сталеплавильных печей. — М.: Металлургиздат, 1952. — 244 с.
3. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. II. — М.: Металлургия, 1966. — 703 с.
4. Аверин В. В., Ревякин А. В. Азот в металлах. — М.: Металлургия, 1976. — 233 с.
5. Лузгин В. П., Явойский В. И. Газы в стали и качество металла. — М.: Металлургия, 1983. — 300 с.
6. Григорян В. Ф., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1982. — 272 с.
7. Приходько Э. В. Методика определения параметров направленного межатомного взаимодействия в молекулярных и кристаллических соединениях // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — № 11. — С. 54–62.
8. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем. — М.: Металлургия, 1995. — 320 с.
9. Приходько Э. В. О связи между параметрами межатомного взаимодействия и характеристиками структуры расплавов // Расплавы. — 1990. — № 3. — С. 18–24.
10. Приходько Э. В. Теоретические основы физико-химических моделей структуры многокомпонентных материалов // Изв. АН СССР. Металлы. — 1991. — № 6. — С. 208–214.
11. 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.
12. Приходько Э. В., Петров А. Ф. Физико-химические критерии для оценки степени микронеоднородности металлических расплавов // Металлофизика и новейшие технологии. — 1998. — № 7. — С. 64–74.
13. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. — Киев.: Наук. думка, 1995. — 286 с.
14. Приходько Э. В. Комплексный критерий для оценки эффективности легирования многокомпонентных сталей и сплавов // Пробл. спец. электрометаллургии. Сообщение 1. — 1993. — № 4. — С. 82–90; Сообщение 2. — 1994. — № 1. — С. 82–87.
15. Prihodko E. V., Petrov A. F. Physico-chemical criteria for desorption of the composition effect on salt melt structure and properties // Functional Materials. — 2000. — N 1. — P. 108–113.
16. 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.
17. Ивановский А. А., Медведева Н. И., Медведева Ю. Е. Первоприincipиальные исследования стабильности и электронных свойств боридов металлов // Металлофизика и новейшие технологии. — 1999. — № 12. — С. 19–33.
18. Prihodko E. V., Moroz V. F. The role of the atomic interaction directionality in formation of structures and properties of compounds // Functional Materials. — 2000. — N 4(2). — P. 867–892.
19. Некрасов Б. В. Основы общей химии. — М.: Химия, 1967. — Т. 2. — 399 с.
20. Полинг Л. Общая химия. — М.: Мир, 1974. — 838 с.
21. Пиментал Г., Стратли З. Как квантовая механика объясняет химическую связь. — М.: Мир, 1973. — 331 с.
22. Татевский В. М. Строение молекул. — М.: Химия, 1997. — 512 с.
23. Ериков Г. С., Позняк Л. А. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. — Киев.: Наук. думка, 1998. — 380 с.
24. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах: Перевод с нем. — М.: Металлургия, 1980. — 712 с.
25. Делимарский Ю. К. Электрохимия ионных расплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 248 с.
26. Делимарский Ю. К. Теоретические основы электролиза ионных расплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 234 с.
27. Приходько Э. В., Тогобицкая Д. Н. Физико-химическое моделирование процессов межатомного взаимодействия в металлургических расплавах // Вестник ПГТУ. — 1998. — Вып. № 7. — С. 72–83.
28. Тойб М. Механизмы неорганических реакций. — М.: Мир, 1975. — 275 с.
29. Арсентьев П. П., Яковлев В. В. Крашенинников М. Г. Физико-химические методы исследования металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 511 с.



30. Гаврилюк В. Г. Распределение углерода в стали. — Киев.: Наук. думка, 1987. — 208 с.
31. Температурная зависимость коэффициентов активности углерода в многокомпонентных сплавах на основе железа / В. М. Соколов, Г. С. Теслер, Б. А. Попов, Л. А. Ковальчук // Расплавы. — 1987. — Т.1, вып.1. — С. 55–59.
32. Лепинских Б. М., Востряков А. Я. Растворение твердых фаз в металлургических сплавах. — М.: Наука, 1978. — 148 с.
33. Петрушевский М. С., Гельд П. В. К термодинамике насыщенных углеродом жидким ферросиликомарганца и ферросиликохрома // Физико-химические основы производства стали. — М.: Наука, 1968. — С. 42–49.
34. Соколов В. М., Ковальчук Л. А. О температурной зависимости растворимости азота в многокомпонентных сплавах на железной основе // Изв. АН СССР. Металлы. — 1986. — № 6. — С. 15–20.
35. Расчет температурной зависимости растворимости азота в никелевых сплавах / В. М. Соколов, Г. С. Теслер, Б. А. Попов, Л. А. Ковальчук // Там же. — 1987. — № 1. — С. 39–43.
36. Соколов В. М., Ковальчук Л. А., Попов Б. А. Об активности азота и серы в металлических сплавах // Там же. — 1989. — № 4. — С. 33–39.
37. Растворимость азота в жидким железе / А. Т. Свягин, Г. М. Чурсин, А. Ф. Вишакарев, В. И. Явойский // Там же. — 1974. — № 5. — С. 25–35.
38. Большов Л. А., Веревкин Ю. В., Гусева М. В. Расчет растворимости азота в austenitных сплавах Fe–Cr–Mn–Ni // Там же. — 1987. — № 5. — С. 146–151.
39. О растворимости азота в многокомпонентных сплавах на основе никеля / Л. А. Большов, А. Я. Стомахин, В. М. Соколов, В. Г. Тетерин // Там же. — 1984. — № 5. — С. 60–62.
40. Стомахин А. Я., Байер П., Поляков А. Ю. Растворимость азота в жидким никеле и сплавах никеля с хромом, молибденом ивольфрамом // Там же. — 1965. — № 4. — С. 37–45.
41. Буцкий Е. В., Григорян В. А., Филиппов А. Ф. Растворимость азота в многокомпонентных сплавах на основе никеля // Изв. Вузов. Черная металлургия. — 1975. — № 1. — С. 47–51.
42. Об активности азота и серы в металлических сплавах / В. М. Соколов, Л. А. Ковальчук, Б. А. Попов, Ю. В. Балковой // Изв. АН СССР. Металлы. — 1989. — № 4. — С. 33–39.
43. Помарин Ю. М., Григоренко Г. М. Стандартная энтропия газа — критерий оценки достоверности термодинамических констант растворимости газов в металлах и сплавах // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 45–51.
44. Ивановский Л. Е., Некрасов В. Н. Газы и ионные расплавы. — М.: Наука. — 1979. — 182 с.
45. Кукса О. В., Приходько Э. В. Методика расчета равновесных констант растворимости газа для галогенидных систем // Расплавы. — 2001. — № 3. — С. 75–80.
46. Свидунович Н. А., Глыбин В. П., Свирико Л. К. Взаимодействие компонентов в сплавах. — М.: Металлургия, 1989. — 158 с.
47. Гольдштейн М. И., Попов В. В. Растворимость фаз при термической обработке стали. — М.: Металлургия, 1989. — 200 с.
48. Сидоренко М. Ф. Теория и технология электроплавки стали. — М.: Металлургия. — 1985. — 270 с.
49. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Легнеборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчинсон. — Екатеринбург: Изд. Уральского института металлов, 2001. — 107 с.
50. Приданцев М. В., Талов Н. П., Левин Ф. Л. Высокопрочные austenитные стали. — М.: Металлургия, 1969. — 248 с.

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова  
НАН Украины, Днепропетровск  
Поступила 15.10.2003

## В. А. Григоряну — 80

*Исполнилось 80 лет замечательному человеку, ученому, педагогу профессору Вули Аршаковичу Григоряну. С момента окончания в 1948 г. Московского института стали и сплавов всю свою жизнь юбиляр трудится в родном институте. Профессор Григорян известен всем металлургам своими работами в области рафинирования стали, поколения металлургов ученых и инженеров воспитывались и воспитываются на замечательных учебниках, созданных под его руководством.*

*Любимое детище Вули Аршаковича — авторитетнейший в металлургическом мире журнал «Известия вузов. Черная Металлургия», главным редактором которого он является.*

*Родина высоко оценила труд В. А. Григоряна. Он — лауреат Государственной премии СССР, Заслуженный деятель науки и техники РСФСР, награжден орденами Трудового Красного Знамени, Дружбы народов, Орденом Почета и многими медалями.*

*В свои восемьдесят лет профессор Григорян полон новых идей, продолжает активную научно-исследовательскую и педагогическую работу.*

*Ученые ИЭС им. Е. О. Патона хорошо знают В. А. Григоряна, с его участием было проведено немало совместных работ. Спецэлектрометаллурги Института электросварки от всей души поздравляют любимого коллегу и желают ему доброго здоровья и успехов в его самоотверженном творческом труде.*



Редколлегия



УДК 669.187.004.18

## КОНТАКТНАЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ДРОБЛЕНОГО ТЕРМОАНТРАЦИТА

В. И. Лакомский

Показано, как можно, пользуясь представлением Р. Хольма о реальных контактных пятнах двух соприкасающихся твердых тел, получить аналитическую зависимость коэффициента внешней теплопроводности сыпучего материала от внутренней его теплопроводности и фракционного состава и рассчитать по известным значениям удельного электрического сопротивления значение коэффициента внешней теплопроводности.

The feasibility is shown for use of R.Holm's conception about the real contact spots of two contacting solid bodies to obtain the analytical dependence of a coefficient of external heat conductivity of bulk material on internal its heat conductivity and fractional composition and to calculate the value of a coefficient of heat conductivity using the known values of specific electric resistance.

**Ключевые слова:** твердое тело; сыпучий материал; фракционный состав; реальное контактное пятно; внутренняя и внешняя теплопроводность

В электродном производстве для изготовления электродов ферросплавных печей и алюминиевых электролизеров в качестве одного из компонентов шихтовой смеси широко используется такой сырьевой материал, как термоантрацит. Получают его путем прокалки обычного антрацита без доступа воздуха при высоких температурах в пламенных или электрических печах. Термоантрацит из электропечи отличается особо высоким качеством.

Электрические печи эксплуатируются уже более четверти века, но, несмотря на это, до сих пор не удается выполнить более или менее корректный тепловой расчет процессов нагрева угля из-за отсутствия данных о теплопроводности дисперсного термоантрацита и особенно ее зависимости от фракционного состава угля и его температуры. На наш взгляд, это объясняется сложностью и громоздкостью экспериментов по определению тепловых параметров реальных дисперсных смесей, к тому же достоверность получаемых таким путем значений коэффициентов теплопроводности не столь высока как, скажем, при определении электропроводности термоантрацита [1].

В физическом металловедении на основании того факта, что в твердых металлах перенос тепловой и электрической энергии осуществляется по одному и тому же механизму, а именно — потоком электронного газа в элементарной решетке, твердо уста-

новлено, что для всех металлов отношение теплопроводности  $\lambda$  к электропроводности  $\sigma$  и температуре  $T$  ( $\lambda/\sigma T$ ) есть величина постоянная. Она получила название числа или функции Лоренца. Пользуясь числом Лоренца, можно легко, не прибегая к прямым экспериментам, определить значение  $\lambda$  по известному значению  $\sigma$  при определенной температуре [2] до точки плавления металла и даже при небольшом перегреве металлического расплава.

Проведенные измерения [3] показали, что термоантрацит как монолитный материал отличается хорошей электропроводностью. Например, удельное электрическое сопротивление  $\rho$  термоантрацита, произведенного на заводе ОАО «Украинский графит» из угля Центральной обогатительной фабрики «Обуховская» объединения «Гуковантрацит», составляет от  $74,8 \pm 2,1$  до  $134,1 \pm 0,4$  м $\Omega\cdot$ м. Температурный коэффициент электросопротивления термоантрацита в противоположность металлам отрицательный и составляет  $3 \cdot 10^{-4} \text{ К}^{-1}$  [3]. Из монографии [4] и работ [5, 6] известно, что перенос тепловой энергии в термоантраците и графитированном материале осуществляется также электронным потоком.

Используя имеющиеся экспериментальные данные об удельном электрическом сопротивлении и теплопроводности различных углеродных материалов, нам удалось показать, что функцию Лоренца вполне можно использовать для определения теплопроводности термоантрацита по его электропроводности.



водности [7]. Правда, число Лоренца для термоантрацита, как и для любого графитированного материала, незначительно зависит от температуры и составляет  $0,00043 T^{-1,05}$ .

Рассмотрим явление теплопроводности в твердом теле, в частности в термоантраците, используя терминологию, принятую в физическом металловедении. Если в пределах одного и того же твердого тела возникнет разность температур, то теплота самопроизвольно станет перетекать от нагретых участков тела к более холодным. Такое явление объясняется присущим телу свойством, называемым теплопроводностью. Когда речь идет о передаче теплоты в пределах монолитного твердого тела, то это свойство принято называть внутренней теплопроводностью и оценивать коэффициентом теплопроводности  $\lambda_0$ , размерность которого  $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ . Если же твердое тело измельчить, то его теплопроводность непременно изменится. Как показывают многочисленные исследования [5, 6], теплопроводность сыпучего материала  $\lambda_{\text{см}}$  всегда существенно ниже теплопроводности монолита. Этот параметр имеет ту же размерность, что и монолит и называется внешней теплопроводностью [1]. Эти же понятия следуют распространить и на удельное электрическое сопротивление — внутреннее  $\rho_0$  и внешнее  $\rho_{\text{см}}$ .

Рассмотрим изменение внешней теплопроводности сыпучего материала по мере его измельчения, причем будем учитывать только контактную теплопроводность, ответственную за перенос теплоты через места касания отдельных зерен твердого материала между собой. Попытаемся найти аналитическую зависимость этой величины от фракционного состава сыпучего материала и коэффициента его внутренней теплопроводности.

Поток теплоты через твердое тело в дисперсном состоянии осуществляется тремя путями. Прежде всего, теплота передается от одного куска материала к другому через площадь их непосредственного контакта. Если между кусками твердого материала есть пространство, заполненное газом и достаточное для образования макротоков газа в пределах этого пространства, то перенос теплоты может происходить путем конвекции через газовую фазу, и наконец, при высокой температуре, когда отдельные фрагменты кускового материала сильно нагреты, тепловая энергия передается внутри слоя сыпучего материала радиационным путем. Строго говоря, есть еще один путь теплопроводности от одного куска материала к другому — молекулярный перенос теплоты через весьма тонкую газовую прослойку между контактирующими кусками твердого тела. Однако вклад этого вида теплонапереноса в общий тепловой поток в кусковом материале настолько мал, что им обычно пренебрегают.

При невысоких температурах, несмотря на то, что внешняя теплопроводность сыпучих материалов осуществляется как путем кондуктивной теплопередачи, так и путем конвекции газа в порах между зернами, в мелкозернистом материале теплота пе-

реносится в основном по контактному механизму теплопередачи.

Анализ существующей литературы показывает, что исследование зависимости теплопроводности измельченного термоантрацита от его фракционного состава, насколько известно, до сих пор не проводилось, несмотря на острую необходимость в этих данных для расчетов тепловых печей — кальцинатов антрацита.

В работе [8] удалось, используя представления Рогнера Хольма [9] о контактном переносе электрических зарядов из одного твердого тела в другое, построить математическую модель и получить аналитическую зависимость электропроводности дисперсного материала от степени его измельчения. При этом исходили из предположения, что контактное электрическое сопротивление между частицами смеси намного превышает сопротивление их объема и поэтому последним сопротивлением можно пренебречь. Было показано, что удельное электросопротивление сыпучего материала связано с таковым этого же материала до его измельчения и размером отдельной фракции дисперсной массы следующей весьма простой зависимостью:

$$\rho_{\text{см}} = \rho_0 \frac{r}{a}, \quad (1)$$

где  $r$  — радиус определенной фракции твердого тела;  $a$  — приведенный радиус реального контактного пятна по Р. Хольму. Широкая экспериментальная проверка этого уравнения показала достоверность полученной зависимости.

Поскольку, как было сказано выше, в твердом материале перенос электрической и тепловой энергии осуществляется по одному и тому же механизму, мы решили воспользоваться методом аналогии и формализовать эти явления путем замены электрического сопротивления сопротивлением тепловым. При этом за внутреннее тепловое сопротивление приняли величину, обратную теплопроводности  $1/\lambda_0$ . Эта величина может быть также трансформирована в понятие «теплового сопротивления сыпучего материала»  $1/\lambda_{\text{см}}$ . Тогда уравнение (1) примет вид

$$\frac{1}{\lambda_{\text{см}}} = \frac{1}{\lambda_0} \frac{r}{a}. \quad (2)$$

Если теперь преобразовать уравнение (2), то получим простое выражение, в котором использована привычная для нас величина  $\lambda$

$$\lambda_{\text{см}} = \lambda_0 \frac{a}{r}. \quad (3)$$

Из приведенной формулы следует, что внешняя теплопроводность диспергированного твердого материала  $\lambda_{\text{см}}$  находится в прямой зависимости от внутренней теплопроводности самого материала  $\lambda_0$ , размеров реального контактного пятна между зернами сыпучего материала  $a$  и в обратной зависимости от фракции угля  $r$ . Чем мельче подоблен твер-



Таблица 1

Дано		Рассчитано					
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	Средний арифметический радиус фракций, мм	Отношение $\lambda_{\text{см}}/\lambda_0$	Реальный радиус контактного пятна, мм	Площадь контактного пятна, $\text{мм}^2$	Число зерен на 1 $\text{см}^2$	Усилие на одно зерно, кг	Твердость $HB$ , МПа
0,295	Монолит	—	—	—	—	—	—
0,175	0,1125	0,59	0,066	0,0137	1975	0,0506	37
0,155	0,3625	0,53	0,192	0,1157	190	0,5263	45
0,125	1,5	0,42	0,630	1,2463	11	9,021	72

дый материал, тем выше теплопроводность его сыпучей модификации.

Судя по формуле (3), с увеличением размера фракции сыпучей смеси ее теплопроводность должна падать. Качественно такая зависимость подтверждается многочисленными наблюдениями [4–6].

Из формулы также следует, что рост размеров реального контакта между зернами сыпучего материала должен приводить к увеличению коэффициента теплопроводности. Это отвечает логике событий при переходе тепловой энергии через границу раздела двух фрагментов твердого материала. Как и в предыдущем случае, качественно такая картина подтверждается практикой работы с сыпучими смесями — чем больше уплотнена смесь, чем выше ее насыпная масса, тем лучше сыпучая смесь проводит тепловую энергию [5, 6].

Что же касается количественной проверки уравнения (3), то здесь надо сказать следующее. Анализ литературы показал, что вопрос влияния степени измельчения твердого материала на кондуктивную теплопроводность освещен очень слабо. Особенно это касается антрацита и продукта его переработки — термоантрацита. Имеются только отдельные сведения о результатах измерений теплопроводности различных марок углей, но без связи со степенью их дробления.

В работах [5, 6], где, судя по их названию, должна быть информация о теплопроводности угля различной степени измельчения, есть только экспериментальные данные о коэффициенте теплопроводности угля неизвестного фракционного состава, но различной насыпной массы, изменяемой путем прессования. Так, коэффициент теплопроводности угля удельной насыпной массой 600 г/л составлял 0,137, а того же угля, насыпная масса которого была доведена путем прессования до 950 г/л, имел более высокое значение — 0,176 Вт/(м·К). Если предположить, что контактная теплопроводность в рассматриваемом угле преобладает над другими видами переноса теплоты, то при уплотнении сыпучей массы число точек реального контакта между зернами угля, так же как и размер контактных пятен между ними, увеличится и это непременно приведет к росту теплопроводности угля. С этой точки зрения приведенные данные качественно подтверждают справедливость формулы (3). При этом, однако, остается неизвестным, происходило ли в результате

механического уплотнения угля его дробление, связанное с раздавливанием отдельных зерен угля.

Только в одной работе [10] нам удалось найти результаты прямых экспериментов. И что особенно важно, в ней изучалась зависимость контактной теплопередачи от фракционного состава антрацита. Были получены значения коэффициента теплопроводности для монолита и трех фракционных составов: 0...0,45; 0,45...1,0; 1,0...5,0 мм. Дисперсный материал для проведения измерений прессовали в брикеты под давлением 10 МПа. Коэффициент теплопроводности монолита составил 0,343 Вт/(м·К), а трех фракционных составов соответственно 0,203; 0,180 и 0,145 Вт/(м·К) (эти данные взяты нами из графика, приведенного в работе [10], и пересчитаны в единицы системы СИ). Теплопроводность сыпучих смесей более крупных фракций в рассматриваемой работе не изучалась в связи с проявлением в массе угля с фракциями выше 5 мм заметной конвективной теплопередачи между отдельными зернами.

Из приведенных данных видно, что самая высокая теплопроводность, как и следовало ожидать, у монолита. Что же касается дробленого антрацита, то чем крупнее фракция, тем теплопроводность ее ниже. Это же следует и из уравнения (3).

Вводя понятие о пятне реального контакта со-прикасающихся двух твердых тел, Р. Хольм [9] полагал, что радиус реального единичного пятна контакта весьма и весьма мал и составляет значения микронного порядка, что несравнимо с размером даже самых мелких фракций угля. Надо сказать, что в формулах (1) и (3) величина  $a$  представляет собой сумму всех пятен реального контакта на сопряженных поверхностях двух зерен антрацита. Тем не менее, величина  $a$  все равно меньше  $r$ , в чем можно легко убедиться, сравнив значения внешней и внутренней теплопроводности.

Используя экспериментальные данные работы [10], мы провели следующий анализ. Определили средний арифметический радиус зерен антрацита для каждой из трех смесей, затем по формуле (3) рассчитали значение  $a$  для этих смесей. Известно [11], что контактное пятно на хрупких материалах чаще всего принимает форму круга. Отсюда было легко определить площадь контактного пятна. Затем, исходя из среднего радиуса зерен антрацита, рассчитали количество зерен, размещающихся на площади 1  $\text{см}^2$  при условии их рядовой укладки. Далее рассчитали усилие прижатия друг к другу



Таблица 2

Температура, К	Внутреннее удельное электрическое сопротивление, мкОм·м	Внутренняя теплопроводность, Вт/(м·К)
293	104,5	3,1
773	89,8	3,4
973	83,6	3,6
1273	73,1	4,1
1773	58,5	5,1
2273	42,8	6,9
2773	27,2	10,2

зерен антрацита при давлении 10 МПа. Наконец, зная силу прижатия и площадь соприкосновения зерен угля, из этой же работы определили твердость по Бринеллю изучаемого угля. Результаты расчета представлены в табл. 1. К сказанному следует добавить, что в таблице также приведено отношение  $\lambda_{\text{см}}/\lambda_0$ , необходимое для расчета значения  $a$  по формуле (3).

Полученное в результате расчетов среднее арифметическое значение твердости антрацита по Бринеллю всех трех фракционных составов оказалось равным  $51 \pm 14$  МПа. Это вполне реальный показатель для необожженного антрацита [4–6]. Что же касается недостаточно хорошей воспроизводимости результатов расчета, то надо помнить, что антрацит представляет собой весьма неоднородный материал. Его физические свойства зависят не только от месторождения, шахты добычи угля, но даже от лавы его залегания.

На наш взгляд, результаты расчета свидетельствуют об удовлетворительной точности выполненных автором работы [4] измерений коэффициентов теплопроводности и в то же время позволяют нам признать правильность представлений о процессе контактной передачи теплоты при выводе формулы (3).

Вернемся теперь к функции Лоренца. Зная экспериментальное значение  $\rho_0$  термоантрацита при определенной температуре, можно не только по формуле (1) рассчитать удельное электрическое сопротивление его сыпучей смеси, но и определить значение  $\lambda_0$  для компактного материала при той же температуре по значению числа Лоренца, а также вычислить значение  $\lambda_{\text{см}}$  для сыпучего материала по уравнению (3). Покажем это на примере. Для этого воспользуемся полученным нами ранее значением внутреннего удельного электрического сопротивления термоантрацита при комнатной температуре и его температурным коэффициентом [3]. В общем виде полученная температурная зависимость выглядит следующим образом:

$$\rho_{T_0} = 104,45 (1 - 0,0003 \Delta T), \quad (4)$$

где 104,45 есть среднее арифметическое значение удельного электрического сопротивления при комнатной температуре;  $\Delta T$  — разница между экспе-

риментальной и комнатной температурами. Затем, пользуясь функцией Лоренца и рассчитанным значением  $\rho_{T_0}$ , определим внутреннюю теплопроводность термоантрацита  $\lambda_{T(0)}$  при выбранной температуре. Результаты расчета внутреннего удельного электрического сопротивления и внутренней теплопроводности термоантрацита приведены в табл. 2.

Используя данные таблицы, рассчитываем по уравнению (3) внешнюю теплопроводность при различных температурах для сыпучей смеси антрацита определенного фракционного состава. Для этого можно использовать экспериментальные данные о радиусе приведенного контактного пятна по Хольму, полученные в работе [12].

Такой путь определения теплопроводности дробленого термоантрацита различных фракций при различных температурах открывает возможность выполнения тепловых расчетов электрокальцинатора: определения тепловых потоков в шахте печи, кривых радиального распределения температур по горизонтам печи, тепловых потоков в стенки электрокальцинатора и многое другое.

На наш взгляд, изложенное выше решение вопроса о контактной теплопроводности твердых тел показывает, что использование представления Хольма о контактных явлениях твердых тел весьма плодотворно не только в теоретической электротехнике, но и в теории теплопередачи.

- Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
- Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: Справочник. — М.: Металлургия, 1989. — 384 с.
- Быковец В. В., Лакомский В. И. Удельное электрическое сопротивление термоантрацита // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
- Шулепов С. В. Физика углеродистых материалов. — М.: Металлургия, 1972. — 254 с.
- Агроскин А. А. Физические свойства угля. — М.: Металлургиздат, 1961. — 309 с.
- Агроскин А. А. Тепловые и электрические свойства углей. — М.: Металлургиздат, 1959. — 266 с.
- Лакомский В. И. Постоянная Лоренца углеродного материала катодных блоков алюминиевого электролизера // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 3. — С. 57–62.
- Лакомский В. И. Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
- Хольм Р. Электрические контакты. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1961. — 464 с.
- Померанцев В. В. Термические константы твердого топлива // Исследования процессов горения натурального топлива. — М., Л.: Госэнергоиздат, 1948. — С. 97–103.
- Шлыков Ю. П., Ганин Е. А., Царевский С. Н. Контактное термическое сопротивление. — М.: Энергия, 1977. — 328 с.
- Быковец В. В., Лакомский В. И., Кириленко В. П. Измерение удельного электрического сопротивления термоантрацита в тонком слое // Современная электрометаллургия. — 2004. — № 1. — С. 49–51.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 17.06.2003



# ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ АППАРАТА МАГНИЕТЕРМИЧЕСКОГО ПОЛУЧЕНИЯ ГУБЧАТОГО ТИТАНА ПОВЫШЕННОЙ ЦИКЛОВОЙ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ

**С. М. Теслевич, В. В. Тэлин, А. Н. Петрунько,  
Л. Я. Шварцман, А. П. Яценко**

Изложены результаты работы по созданию и испытанию аппарата магниетермического получения губчатого титана цикловой производительностью 3,8 т, предназначенного для реконструкции титанового производства Запорожского титано-магниевого комбината. Рассмотрены проблемы надежности при проектировании, изготовлении и эксплуатации аппарата.

Results of works on the creation and testing the 3.8 t capacity unit for magnesium-thermic producing of spongy titanium, designed for reconstruction of titanium production of Zaporozhye titanium-magnesium plant, are presented. Problems of reliability in designing, manufacture and service of the unit are considered.

Производство губчатого титана на Запорожском титано-магниевом комбинате (КП «ЗТМК») возобновлено в 1998 г. на базе аппарата диаметром 1,0 м цикловой производительностью 0,86 т, который по технико-экономическим показателям уступает зарубежным. Для повышения эффективности производства потребовалась разработка более производительного аппарата, внедрение которого смогло бы обеспечить радикальное снижение материальных и энергетических затрат и повышение конкурентоспособности товарной продукции на мировом рынке. С этой целью на комбинате был выполнен комплекс проектно-конструкторских работ. При проектировании аппарата провели анализ конструкций действующих за рубежом большегрузных аппаратов, на основе которого выбраны конструкции аппарата восстановления с верхним сливом соли и аппарата вакуумной сепарации с рядом стоящим конденсатором. Такие аппараты в настоящее время используются в Японии и КНР [1]. Были определены оптимальные технические параметры аппарата для существующего промышленного корпуса и грузоподъемности установленных в нем электромостовых кранов: диаметр 1,5 м, высота 4,3 м, цикловая производительность 3,8 т.

Повышение цикловой производительности аппарата связано с увеличением единовременной загрузки магния, массы самого аппарата, длительности рабочего цикла, в связи с чем возрастают требова-

ния к надежности аппарата и его отдельных узлов, безопасности его эксплуатации.

Проблема надежности — это не только техническая, но и важная экономическая проблема, решение которой обеспечивает рост производительности труда, снижение себестоимости и повышение качества продукции. Надежность закладывается при проектировании, создается и обеспечивается при изготовлении и реализуется в процессе эксплуатации оборудования [2].

Эксплуатация аппаратов для получения губчатого титана осуществляется в условиях высокой (до 1030°C) температуры и резких теплосмен, наличия агрессивных расплавов (магний и дихлорид магния) и газовых сред (HCl, хлориды магния, титана и др.), высокого вакуума (до 0,133 Па), избыточного давления (до 167,0 кПа). С учетом этих условий, а также того, что основные узлы аппарата (реторта и крышка) являются сварными, для изготовления их обечаск выбрана сталь марки 12Х18Н10Т, а для изготовления фланцев — Ст.20. Эти стали хорошо зарекомендовали себя в промышленном производстве губчатого титана. При их использовании, а также при условии высокого качества сварных швов обеспечиваются достаточная надежность основных узлов аппарата и экономически приемлемый ресурс работы реторты (30–36 циклов), который определяется качеством металла и качеством ее изготовления. Основными причинами прежде-

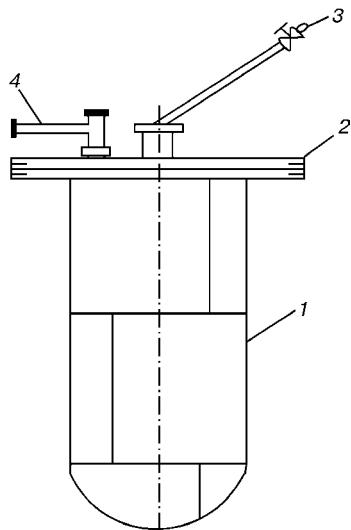


Рис. 1. Аппарат восстановления повышенной цикловой производительности

временного выхода реторты из строя являются нарушения температурного режима и режима давления при восстановлении и вакуумной сепарации. Если температура превышает 1050 °С, происходят локальные оплавления внутренней поверхности, а также проплавление стенки реторты вследствие образования легкоплавкой эвтектики титан–железо [3, 4]. Проплавление стенки реторты может привести к выливу из нее расплавов магния и дихлорида магния и выводу из строя оборудования.

Ресурс работы реторт снижается также из-за потери устойчивости оболочки стенки реторты [5]. Это явление происходит вследствие утонения стенки в результате высокотемпературной коррозии и удлинения реторты под действием собственной массы и массы находящихся в ней титана и продуктов взаимодействия. Нарушения устойчивости оболочки и формы стенки реторт возможны также вследствие нарушения режима давления в процессах восстановления и вакуумной сепарации. Для повышения надежности и безопасности эксплуатации аппарата и ресурса работы реторт необходимы поиск новых жаропрочных и коррозионно-стойких сталей для ее изготовления или коррозионно-стойких защитных покрытий, а также применение более точных и надежных систем контроля и управления технологическими режимами.

Важным узлом, обеспечивающим надежную и безопасную эксплуатацию аппаратов повышенной цикловой производительности, является устройство для слива дихлорида магния. Устройство с нижним сливом соли, применяемое в аппаратах восстановления на предприятиях по производству титана в России и Казахстане, более технологично, но менее надежно и безопасно, чем устройства, применяемые в Японии, КНР и в Украине на ЗТМК [2, 5]. Отказы в работе устройства с нижним сливом соли приводили к выливу из аппарата восстановления большой массы расплавов магния и дихлорида магния, воз-

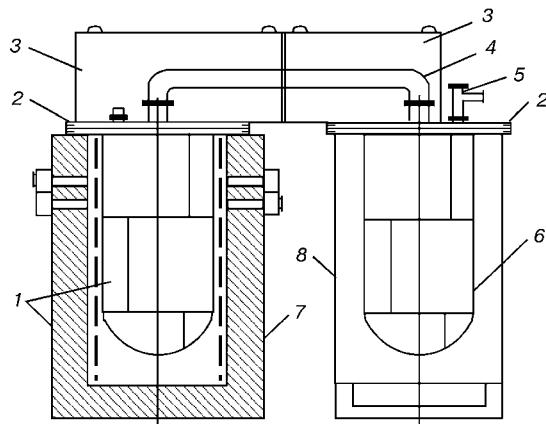


Рис. 2. Аппарат вакуумной сепарации повышенной цикловой производительности с рядом стоящим конденсатором

никновению пожара в производственном корпусе и выводу из строя технологического оборудования. Для повышения надежности и безопасности аппарата с нижним сливом соли необходима разработка сложных вспомогательных систем.

Устройство с верхним сливом соли менее технологично, чем устройство с нижним сливом соли. При повышении цикловой производительности аппарата за счет увеличения его габаритов и скорости подачи тетрахлорида титана в аппарат ресурс работы устройства снижается. Это обусловлено увеличением температуры в реакционной зоне, которое может приводить к прогару стенки сливной трубы, находящейся внутри реактора, и выходу устройства из строя. В аппаратах большой цикловой производительности (7...10 т), применяемых в Японии [2], сливная труба вынесена за пределы реактора. Это значительно усложняет конструкцию аппарата и печи восстановления, снижает его надежность, однако позволяет интенсифицировать процесс восстановления и повысить производительность аппарата. Основные узлы аппарата повышенной производительности были изготовлены на предприятиях Украины.

Общий вид аппаратов восстановления и вакуумной сепарации для получения губчатого титана цикловой производительностью 3,8 т показан на рис. 1, 2. Основными узлами разработанных аппаратов являются: аппарата восстановления (рис. 1) — ретортреактор 1, крышка 2, узел подачи тетрахлорида титана 3, узел слива дихлорида магния 4; аппарата вакуумной сепарации (рис. 2) — ретортреактор 1, крышка 2, электропечи для обогрева крышек и паропровода 3, паропровод 4, патрубок для вакуумирования 5, ретортаконденсатор 6, электропечь 7, холодильник 8. Реторта и крышка аппарата восстановления и аппарата сепарации соединяются между собой через резиновую прокладку с помощью болтовых соединений. В аппарате сепарации ретортреактор соединяется с ретортой-конденсатором через паропровод, привариваемый с помощью электросварки к центральным патрубкам крышек при перемонтаже аппарата восстановления в аппарат вакуумной сепарации.

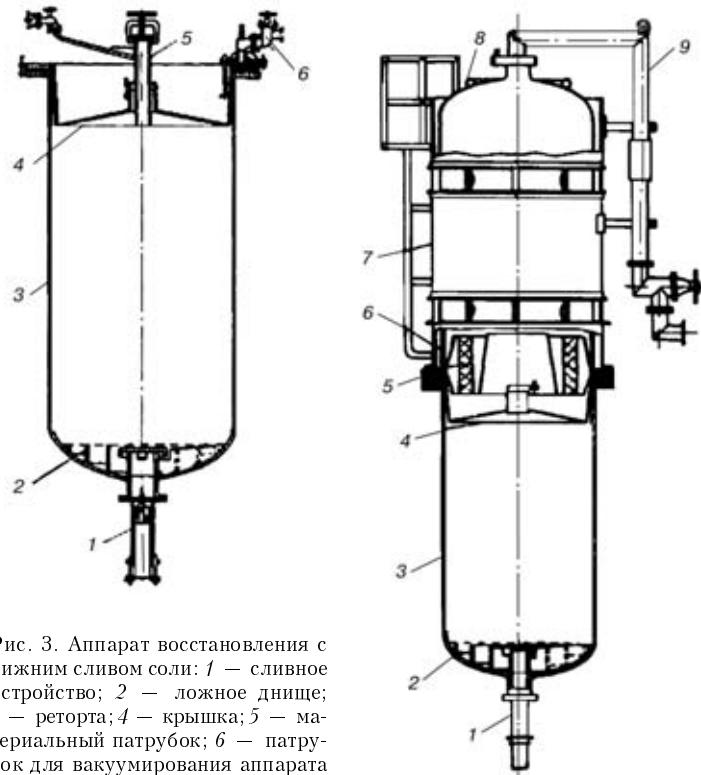


Рис. 3. Аппарат восстановления с нижним сливом соли: 1 — сливное устройство; 2 — ложное днище; 3 — реторта; 4 — крышка; 5 — материальный патрубок; 6 — патрубок для вакуумирования аппарата

Конструкция нового аппарата восстановления отличается от аппаратов, применяемых на титановых предприятиях СНГ, сливным устройством с верхним

сливом соли, а новый аппарат вакуумной сепарации отличается от существующего на ЗТМК и применяемых на предприятиях СНГ наличием рядом стоящего конденсатора, паропровода, печей обогрева крышек реторты-реактора, реторты-конденсатора и паропровода. Общий вид аппаратов восстановления и вакуумной сепарации, применяемых на предприятиях СНГ, показан на рис. 3, 4.

По технико-экономическим показателям (циклическая производительность, удельная производительность по титану, удельные расходы сырья и

Рис. 4. Аппарат вакуумной сепарации с верхним конденсатором: 1 — сливное устройство; 2 — ложное днище; 3 — реторта; 4 — крышка; 5 — экран; 6 — реторта-конденсатор; 7 — кессон (охладитель); 8 — оросительное кольцо; 9 — вакуум-провод

электроэнергии, удельная металлоемкость и др.) новый аппарат значительно превосходит существующий на ЗТМК и сравним с аппаратами цикловой производительностью 4,0...4,3 т, используемыми на титановых предприятиях в России и Казахстане.

Для испытаний нового аппарата с целью отработки конструкции, проверки надежности основных узлов, систем контроля и управления технологическими процессами, отработки технологических режимов на ЗТМК построена и введена в эксплуатацию в начале 2003 г. опытно-промышленная установка (рис. 5). В ее состав вошли: совмещенная электропечь восстановления—вакуумной сепарации, аппараты восстановления—вакуумной сепарации, колпаковые печи обогрева крышек и паропровода аппарата вакуумной сепарации, системы водоснабжения, электроснабжения, подачи тетрахлорида титана, аргона, контроля и управления технологическими процессами, вакуумные системы, вспомогательное оборудование.

На установке проведена серия опытных процессов получения блоков губчатого титана, один из которых показан на рис. 6. Для исследования качественных характеристик блоков губки отбирали локальные пробы от блока по схеме, приведенной на рис. 7.

Результаты анализа содержания примесей в локальных пробах и измерения твердости губчатого титана показали тенденцию снижения как в гарнисажной части (точки 1, 2), так и в кричной части блока. Так, твердость губки в гарнисажной части блока снизилась от 157 до 114 HB, кричной части внутри блока (точки 3—5) — от 104...136 до 96...98 HB. Содержание примесей внутри блока (точки 3—5) составило, % мас: N 0,008...0,017, O 0,033...0,040, Cl 0,023...0,066, Fe 0,020...0,056, Ni 0,023...0,036, что соответствует марке губчатого титана ТГ-100 по ГОСТ 17746-96.

Содержание примесей в поверхностных слоях блока значительно превышает их содержание внутри блока, что объясняется особенностями процесса магнетермического получения губчатого титана, при котором основная часть металлических примесей (железо, никель, хром) переходит в губку в месте контакта блока со стенкой реторты за счет диффузии [4, 5]. Однако и в этой части блока губчатого титана (точки 6—11) содержание примесей существенно снизилось, % мас: Fe с 0,3...0,46 до 0,03...0,2, Ni с 0,05...0,37 до 0,023...0,19. Этому способствовали титанирование реторты в ходе процессов восстановления и вакуумной сепарации и стабилизация температурных режимов.

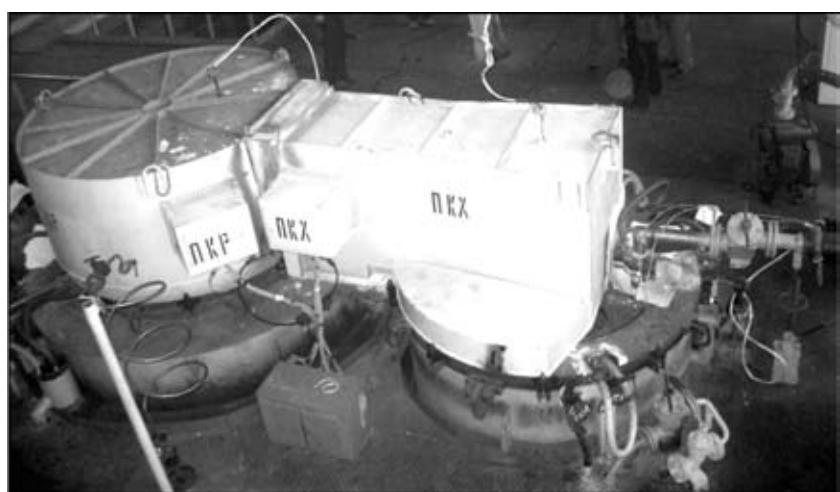


Рис. 5. Опытно-промышленная установка для испытаний аппарата повышенной цикловой производительности 3,8 т (вид сверху)



Рис. 6. Блок губчатого титана, полученный в аппарате повышенной цикловой производительности 3,8 т

Результаты проведения первых опытов показали, что ряд конструктивных узлов требуют доработки с целью повышения их надежности.

Недостаточно совершенной оказалась система контроля и регулирования температуры процесса восстановления и вакуумной сепарации, основанная на использовании устаревших моделей потенциометров с позиционным регулированием температуры, что приводило к локальным оплавлениям внутренней поверхности стенки реторты. Это потребовало перехода к более надежной компьютерной системе контроля и управления температурными режимами процессов восстановления и вакуумной сепарации, обеспечивающей повышение надежности работы установки.

В целом, выполненные предварительные опытно-промышленные испытания аппарата повышенной производительности показали, что выполненные конструктивные изменения повышают работоспособность основных узлов и надежность аппарата. В первых опытах достигнуты проектные показатели цикловой производительности, отмечена тен-

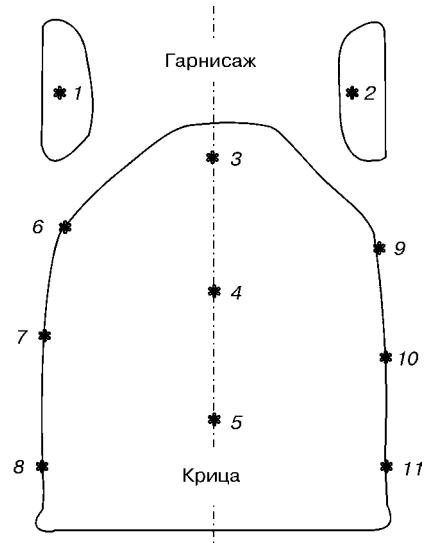


Рис. 7. Схема отбора локальных проб от блока губчатого титана  
для повышения чистоты получаемого губчатого титана. Определены основные направления дальнейшего совершенствования конструкции аппарата и технологического процесса.

1. Okura Y. Titanium sponge production technology / Titanium '95; science and technology, Birmingham, UK, 1995. — Р. 1427–1437; 1543–1550.
2. Гребеник В. М., Цапко К. М. Надежность металлургического оборудования: Справочник. — М.: Металлургия, 1980. — 340 с.
3. Сергеев В. В., Безукладников А. Б., Мальшин В. М. Металлургия титана. — М.: Металлургия, 1979. — 264 с.
4. Металлургия титана / В. В. Сергеев, Н. В. Галицкий, В. П. Киселев и др. — М.: Металлургия, 1971. — 320 с.
5. Титан / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.

КП «Запорожский титано-магниевый комбинат»  
Государственный научно-исследовательский  
и проектный ин-т титана, Запорожье  
Поступила 12.12.2003



# ИНФОРМАЦИЯ

---

## Памяти Леонида Александровича Позняка



21 апреля 2004 г. скончался видный ученый в области материаловедения и металлургии инструментальных и конструкционных сталей, заведующий отделом Института проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины, член-корреспондент НАН Украины, доктор технических наук, профессор Позняк Леонид Александрович.

Позняк Л. А. родился в г. Козловец, Черниговской области 18 сентября 1929 г. В 1953 г. он закончил Киевский политехнический институт и начал свою трудовую деятельность в Институте электросварки им. Е. О. Патона. С 1958 г. после защиты кандидатской диссертации работал зав. лабораторией Воронежского экспериментального научно-исследовательского института кузнечно-прессового машиностроения. С 1963 по 1975 гг. — зав. лабораторией, зав. отделом, зам. директора института «УкрНИИспецсталь» в г. Запорожье, где в 1973 г. защитил докторскую диссертацию. С 1975 по 1979 гг. работал в Институте проблем литья зав. отделом и зам. директора, с 1979 г. — зав. отделом в Институте проблем материаловедения им. И. М. Францевича. С 1982 по 1999 гг. — зам. директора этого института. С 1981 г. Л. А. Позняк профессор, в 1990 г. избран членом-корреспондентом НАН Украины.

Научные работы Л. А. Позняка посвящены изучению влияния легирующих элементов на структуру, фазовые превращения и физико-механические свойства инструментальных и конструкционных сталей и сплавов.

Комплекс научных работ, выполненных под руководством Л. А. Позняка в 60-70 годах, привел к созданию ряда новых высокопроизводительных штамповых и быстрорежущих сталей. При этом впервые были использованы нетрадиционные схемы легирования.

С 80-х годов Л. А. Позняк активно занимается разработкой новых составов и технологических про-

цессов производства порошковых быстрорежущих сталей. Изучение процессов структурообразования в порошках быстрорежущих сталей после распыления, холодной формовки, жидкотвердофазного спекания, а также последующей горячей экструзии заготовок показало возможность изготовления широкой гаммы режущих инструментов непосредственно из порошков без использования традиционных технологических операций гидро- и газостатического прессования. Безкапсульная технология получения заготовок режущего инструмента позволила не только существенно увеличить коэффициент использования металла, но и повысить эксплуатационные характеристики инструмента.

Комплекс исследований, выполненных под руководством Л. А. Позняка, позволил выявить природу влияния типа и количества микролегирующих добавок, которые обеспечивают наивысший уровень пластичности металла. Результаты этих исследований были положены в основу технологии производства холодностойких трубных и судовых сталей и широкой номенклатуры высококачественных конструкционных сталей.

Леонид Александрович Позняк автор более 200 научных публикаций и изобретений. Его перу принадлежат 6 монографий. Большое внимание он уделял подготовке научных кадров высшей квалификации, являясь членом различных специализированных советов. Среди его учеников 2 доктора и более 10 кандидатов наук.

Ученый удостоен звания «Заслуженный деятель науки и техники Украины». Его работы отмечены Государственной премией Украины, премией Совета Министров СССР и премиями имени выдающихся ученых: Е. О. Патона, М. И. Францевича и Г. В. Карпенко.

Светлая память о Леониде Александровиче — прекрасном человеке и ученом навсегда сохранится в сердцах его учеников, сотрудников и коллег.

Администрация  
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.  
Редколлегия журнала



## ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

**Жук Г. В.** «Основные закономерности влияния теплофизических условий кристаллизации металла при электронно-лучевой плавке на структуру и свойства слитков». Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.07 «Металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов». Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2003 г. Дата защиты 25 февраля 2004 г.

Диссертация посвящена определению теплофизических закономерностей формирования структуры слитка при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) в условиях высоких скоростей охлаждения при кристаллизации расплава и разработке на этой основе оптимизированных режимов выплавки слитков.

Установлены закономерности формирования кристаллической структуры слитков титановых и никелевых сплавов при ЭЛПЕ с учетом скоростей охлаждения и кристаллизации расплава в кристаллизаторе, градиента температуры на фронте затвердевания.

Методами математического моделирования определены зависимости теплофизических условий затвердевания металла слитков титановых сплавов в кристаллизаторе от технологических параметров ЭЛПЕ: производительности процесса, частоты технологического цикла, мощности и распределения электронно-лучевого нагрева. Установлено, что снижение мощности электронно-лучевого нагрева и смещение его максимума на периферию слитка позволяет повысить скорость охлаждения расплава более чем в 10 раз, скорость кристаллизации — в 30 раз. Определены технологические режимы ЭЛПЕ титановых сплавов с удельной мощностью нагрева металла в кристаллизаторе  $(1.5\dots2)\cdot10^5 \text{ Вт}/\text{м}^2$ , обеспечивающие твердожидкое состояние поверхности слитка в кристаллизаторе и максимальные скорости охлаждения расплава.

Экспериментально установлено, что рассчитанные технологические условия позволяют получать в слитках титанового сплава Ti-6Al-4V как круглого, так и прямоугольного сечений равноосную структуру во всему сечению слитка при гомогенном распределении легирующих элементов, структурных и фазовых составляющих. Установлено также, что гомогенная структура в слитках-слабах титанового сплава обеспечивает высокий уровень и изотропность механических свойств.

Определены пути дальнейшего повышения скорости охлаждения металла в процессе ЭЛПЕ — кристаллизация расплава в микрообъемах. Предложен новый метод диспергирования расплава из промежуточной емкости (ЭЛДРЕ) с помощью врачающегося с частотой до 2500 об./мин барабана-диспергатора. Разработана математическая модель формирования слитка из диспергированного расплава с использованием принудительного охлаждения слитка. Установлено, что в процессе ЭЛДРЕ достигаются скорости охлаждения расплава при кристаллизации до  $10^4 \text{ К/с}$ . Высокие скорости охлаждения, характерные для ЭЛДРЕ, позволяют получать слитки жаропрочных сплавов с ультрамелкой структурой, волокнистые композиционные материалы с минимальной толщиной прослойки на границе волокно-матрица, соединять слитки титановых сплавов без плавления кромок.

Проведенные исследования структурообразования слитков в широком диапазоне скоростей охлаждения расплава при электронно-лучевых процессах с применением промежуточной емкости позволили оптимизировать технологические параметры плавки. Разработана и принята в производство технология выплавки методом ЭЛПЕ слитков-слabов титанового сплава Ti-6Al-4V с равноосной структурой и изотропными механическими свойствами. Структура является оптимальной для последующей прокатки слabов и получения листа.



**Рябцев А. Д.** "Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа". Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.16.07 "Металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов". — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2004 г. Дата защиты 17 марта 2004 г. Работа выполнена в Донецком национальном техническом университете.

Диссертация посвящена разработке теоретических основ камерного электрошлакового переплава (КЭШП), исследованию его основных закономерностей, созданию и реализации технологий получения товарных слитков из различных металлов и сплавов.

В работе исследованы физико-химические, электрические и тепловые особенности КЭШП под флюсами системы CaF<sub>2</sub>-Ca. Установлено, что присадки во флюс металлического кальция приводят к переходу ЭШП в неустойчивую дуговую область с уровнем коэффициента гармоник в пределах 25...30 %. Получены данные об электропроводности флюсов системы CaF<sub>2</sub>-Ca в условиях КЭШП ( $19\dots23 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$  при температурах процесса от 1920 до 2170 К и содержаниях кальция 3...15 % мас). Для условий КЭШП определены оптимальные с точки зрения технологичности и глубины рафинирования металла содержания металлического кальция в шлаках системы CaF<sub>2</sub>-Ca, которые зависят от температуры процесса и находятся в пределах от 2...6 % мас. Показаны возможности рафинирования, модификации и микролегирования металлическим кальцием сталей различного класса при КЭШП под флюсом системы CaF<sub>2</sub>-Ca.

Теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены механизмы удаления включений нитрида титана и титановых сплавов при КЭШП. Разработана технология рафинирования титана и его сплавов от нитридных включений, обеспечивающая разрушение включений со скоростью 0,7...1,1 мм/с. По данной технологии выплавлена партия слитков из титанового сплава ВТ6-4 для фирмы "Дженерал Электрик" (США). Результаты испытаний металла подтвердили высокую эффективность технологии, что позволило фирме "Дженерал Электрик" рекомендовать ее для промышленного опробования на ряде предприятий США и Западной Европы.

Показана возможность легирования стали и титана азотом из газовой фазы при электрошлаковом переплаве в камерной печи в атмосфере азота при давлении 101 кПа под кальцийсодержащим шлаком.

Рассмотрены перспективные направления использования разработанной технологии для производства слитков γ-алюминида титана и сплавов системы железо-неодим-бор.

Предложены конструкторские решения по переоборудованию без больших капиталовложений действующих установок ЭШП в камерные электрошлаковые печи, надежно обеспечивающие контролируемую печную атмосферу. Впервые в бывшем СССР в НПО "Тулачermet" создан промышленный участок камерных печей ЭШП.

Новый технологический процесс получения металлов и сплавов на базе камерного электрошлакового переплава и применения активных металлов содержащих флюсы стал основой инновационного проекта, включенного в "Программу научно-технического развития Донецкой области на период до 2020 года", утвержденную Указом Президента Украины № 341 от 25.05.2001 года.





## МЕЖДУНАРОДНЫЕ ВЫСТАВКИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ В 2004 г.

Дата	Тематика	Место проведения
24.03.2004–27.03.2004	EUROSTAMPI-2004 — Международная выставка-конференция литейных форм и матриц	Италия, Милан
29.03.2004–02.04.2003	Wire and Cable 2004 — Выставка производства кабеля и провода, Tube and Pipe 2004 — Выставка производства труб	Германия, Дюссельдорф
31.03.2004–03.04.2004	SUEDBLECH 2004 — Международная выставка листового металла и технологий его соединения	Германия, Синсхайм
20.04.2004–24.04.2004	BIAM-ZAVARIVANJE-ANTIKOROZIJA — Международная выставка производственных станков и оборудования	Хорватия, Загреб
20.04.2004–24.04.2004	METAL 2004 — Международная выставка производственных станков и оборудования	Дания, Фредериция
21.04.2004–24.04.2004	METEF 2004 — Международная алюминиевая выставка	Италия, Брешиа
21.04.2004–24.04.2004	FOUNDEQ EUROPE 2004 — Выставка оборудования литья железистых и цветных металлов	Италия, Монтикьяри
26.04.2004–28.04.2004	RESALE 2004 — Выставка подержанных машин и оборудования (в т.ч. большая доля принадлежит металлообрабатывающим станкам и оборудованию)	Германия, Карлсруэ
27.04.2004–29.04.2004	METALS FOR THE INDUSTRY — Выставка металлургии	Бельгия, Кортрийк
04.05.2004–08.05.2004	Fameta 2004 International Trade Fair for Metalworking — Международная выставка металлургии	Германия, Нюрнберг
12.05.2004–15.05.2004	INTERTOOL AUSTRIA — Международная промышленная выставка	Австрия, Вена
12.05.2004–15.05.2004	LAMIERA-2004 — Международная выставка листового металла	Италия, Болонья
13.05.2004–16.05.2004	METALLON-2004 — Международная металлургическая выставка	Греция, Афины
25.05.2004–28.05.2004	CAST-EX — 10-я Международная выставка литейной и металлургической промышленности	Словакия, Нитра
15.06.2004–19.06.2004	METAV-2004 — Manufacturing Technology and Automation — Выставка металлообрабатывающей промышленности	Германия, Дюссельдорф
12.09.2004–16.09.2004	EUROCORR — Европейский конгресс по проблемам коррозии	Франция, Ницца
14.09.2004–19.09.2004	AMB International Exhibition for Metalworking — Международная выставка металлообработки (инструменты для резки металла, оборудование для физико-химической обработки, высокоточные инструменты, измерения и контроль, роботы и автоматизация)	Германия, Штуттгарт
22.09.2004–24.09.2004	ALUMINIUM — Международная выставка-конференция алюминиевой промышленности (машины для резки металла, машины для формовки металла, оборудование для физико-химической обработки, точные инструменты, вспомогательные инструменты, компьютерные программные приложения, производство инструментов и штампов, технология нанесения покрытий на поверхности, устранение отходов)	Германия, Эссен
26.10.2004–30.10.2004	EUROBLECH — Международная выставка производства и технологий обработки листового металла (листовой металл, металлическая пленка, металлические полосы, резка металла, соединения и швы, производство труб, обработка поверхности, организация производства, измерения и контроль, роботы и автоматизация)	Германия, Ганновер
16.11.2004–19.11.2004	METAL EXPO — Выставка металлоизделий, отделки фасадов и стекла	Франция, Париж

За подробной информацией следует обращаться в компанию  
 «Новый Стандарт деловых поездок», г. Киев, 01001, ул. Михайловская, 6а.  
 Тел./факс: (+38044) 206-22-22 (многоканальный). E-mail: info@newstandard.kiev.ua, www.newstandard.kiev.ua.