



УДК 669.187.56.001.6

## ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В ПРОИЗВОДСТВЕ СОСУДОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

**Б. Е. Патон, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко,  
Л. Б. Медовар, А. В. Литвиненко**

Обобщены основные результаты опытно-промышленных работ по созданию на основе ЭШЛ технологии производства литосварных сосудов высокого давления, длинномерных толстых труб и пустотелых заготовок, в том числе из труднодеформируемых жаростойких и коррозионно-стойких сталей и сплавов. Особое внимание уделено проблеме изготовления патрубковой зоны корпусов сосудов высокого давления. Рассмотрены различные технологические варианты решения этой проблемы. Многие из выполненных разработок нашли промышленное применение на ОАО «Мариупольский завод тяжелого машиностроения». Рассмотрены перспективы применения электрошлаковой технологии с использованием жидкого металла в производстве сосудов высокого давления и других изделий ответственного назначения.

Main results of experimental-industrial works on the creation of ESR-based technology of manufacture of cast-welded high-pressure vessels, long thick-walled tubes and hollow ingots including those of hard-to-deform heat-resistant and corrosion-resistant steels and alloys have been summarized. A special attention is paid to the problem of manufacture of a branch pipe zone of bodies of high-pressure vessels. Different technological variants for the solution of this problem are considered. Many developments have found industrial application at Mariupol plant of heavy machine-building. Prospects of application of electroslag technology using the molten metal in the production of high-pressure vessels and other critical products are described.

**Ключевые слова:** электрошлаковая технология; электрошлаковая сварка; электрошлаковый переплав; электрошлаковое литье; сосуды высокого давления; литосварные сосуды; патрубковая зона корпусов сосудов

Электрошлаковая технология (ЭШТ) — это комплекс сварочных и металлургических технологий, базирующихся на использовании электрошлакового процесса, основанного на выделении теплоты в синтетическом галлоидно-оксидном шлаке при прохождении через него электрического тока.

Начало применению электрошлаковой технологии в производстве сосудов высокого давления было положено более чем полвека назад, когда в 1952 г. на таганрогском заводе «Красный котельщик» в тесном содружестве с Институтом электро-сварки им. Е. О. Патона впервые в мировой практике с применением электрошлаковой сварки (ЭШС) были изготовлены толстостенные барабаны паровых котлов высоких параметров из листового проката. Сначала освоили сварку только продольных швов, а затем и кольцевых. В 1954 г. производство штампованных барабанов котлов с приме-

нением ЭШС было начато на Барнаульском котельном заводе. При освоении новой технологии производства барабанов котлов на заводе «Красный котельщик» обечайки из листовой стали марки 22К толщиной 90 мм вальцевали, а на Барнаульском котельном заводе изготавливали из двух полуобечайек (корыт), которые штамповали на специальном прессе [1].

Широкое распространение в нашей стране, а затем и в других странах получила металлургическая разновидность электрошлаковой технологии — электрошлаковый переплав (ЭШП) — в производстве слитков для крупногабаритного толстолистового проката из низко- и среднелегированных сталей повышенной и высокой прочности, теплоустойчивых и высоколегированных коррозионно-стойких аустенитных сталей для различных изделий ответственного назначения, в том числе сосудов высокого давления.

Проведенные в середине 60-х годов комплексные опытно-исследовательские работы, направленные на повышение качества металла основного слоя би-

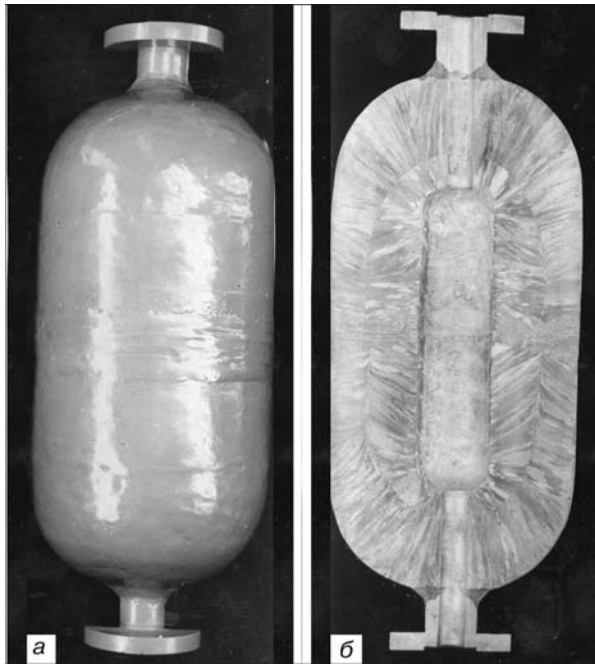


Рис. 1. Первый литосварной баллон с толщиной стенки 110 мм из стали 0X18H10T, сваренный одним кольцевым швом из двух монолитных полусосудов (а) и макрошлиф (продольный разрез) этого баллона (б)

металлических корпусов сосудов высокого давления, показали, что толстолистовой прокат (80... 115 мм) сталей 09Г2С, 16ГНМ, 18Х2М после ЭШП имеет улучшенные по сравнению с исходным мартеновским металлом свойства: в нем значительно ниже содержание серы, неметаллических включений и газов, практически отсутствует анизотропия пластических свойств, ударная вязкость поперечных образцов выше на 40... 80 %, а по толщине листа (по оси Z) — на 300... 400 %. Порог хладноломкости образцов, вырезанных по оси Z, смещается на 30 °С в сторону отрицательных температур для нормализованного металла и на 50°С для закаленного металла ЭШП по сравнению с исходным металлом. Сварные соединения стали 09Г2СШ после ЭШС можно подвергать лишь высокому отпуску, при этом обеспечивается требуемый уровень ударной вязкости в зоне термического влияния [2, 3].

Новый качественный этап в производстве корпусов сосудов высокого давления на основе применения электрошлаковой технологии связан с разра-

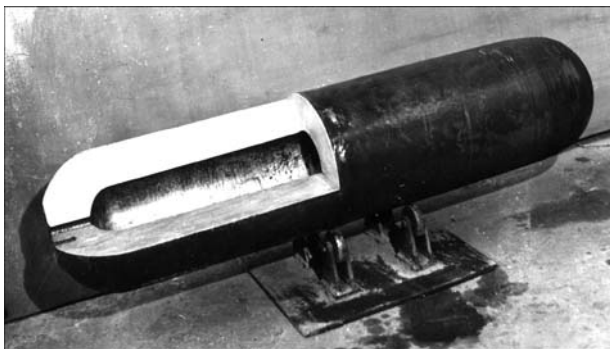


Рис. 2. Общий вид первого литосварного баллона (с вырезом «четвертушки» для исследований) из стали 20Х2МШ-Л, предназначенного на рабочее давление 100 МПа

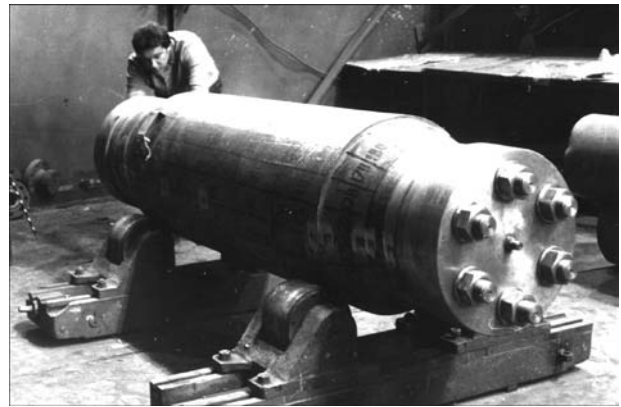


Рис. 3. Общий вид литосварного корпуса криогенного сосуда высокого давления из аустенитной стали 12Х18Н10ТШ-Л, предназначенного на рабочее давление 70 МПа и температуру -196 °С

боткой в конце 60-х годов метода электрошлакового литья (ЭШЛ). Следует отметить, что одна из самых первых публикаций [4] была посвящена использованию ЭШП не только для получения слитков, подлежащих дальнейшей горячей деформации, но и для изготовления высококачественных отливок сравнительно несложной формы из легированных сталей. На основе приведенных в этой работе результатов исследований был сделан важный вывод, что литой электрошлаковый металл по механическим свойствам приближается к хорошо деформированному обычному металлу. В связи с этим представляется возможным в ряде случаев взамен поковок из обычного металла применять отливки, полученные ЭШЛ.

На рис. 1 показан первый литосварной баллон, изготовленный в ИЭС им. Е. О. Патона с применением ЭШЛ. Согласно разработанной технологической схеме, методом ЭШЛ выплавлялись две половинки заготовок баллона заодно с днищами из аустенитной стали 0X18H10T, а затем половинки баллона сваривались воедино кольцевым швом.



Рис. 4. Полые слитки из стали 20 и 12Х18Н10Т (диаметр 710 мм, толщина стенки 170 мм), изготовленные методом ЭШЛ, для обечаек сосудов высокого давления



Впервые в промышленных условиях метод ЭШЛ был реализован на ПО «Ждановтяжмаш» (затем «Азовмаш», теперь ОАО «Азовмаш», включающее Мариупольский завод тяжелого машиностроения), где в конце 60-х середине 70-х годов с участием ИЭС им. Е. О. Патона было освоено изготовление литосварных сосудов высокого давления из сталей типа 20Х2МА и 12Х18Н10Т [5–8], используемых для работы на повышенных параметрах (рис. 2, 3).

Преимущества метода ЭШЛ перед традиционными методами горячего деформирования наиболее ярко проявляются при получении массивных полых цилиндрических заготовок (рис. 4), сферических днищ (рис. 5), различного типа заготовок патрубков и фланцев (рис. 6) для сосудов высокого давления из высоколегированных аустенитных сталей, широко применяемых в химическом и энергетическом машиностроении, криогенике и других отраслях техники. Это связано с тем, что особенности кристаллизации сталей этого класса чрезвычайно осложняют задачу получения качественных крупных поковок из металла открытой выплавки, а их низкая технологическая пластичность и повышенное сопротивление деформации в интервале температур горячей обработки давлением не только серьезно затрудняют формообразование заготовок (даже при наличии мощного кузнечно-прессового оборудования), но и приводят к появлению в них большого количества дефектов при горячем переделе и, как результат, к большим потерям металла. Метод ЭШЛ успешно решает указанные проблемы, которые являются важными в заготовительном производстве машиностроительных предприятий.

Применительно к изготовлению литосварных сосудов, предназначенных для работы при криогенных температурах и высоких давлениях, еще в начале 80-х годов на ПО «Ждановтяжмаш» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона было создано специализированное оборудование, разработана и освоена технология электрошлаковой выплавки полых цилиндрических заготовок, днищ, патрубков и других деталей из аустенитной стали марок 08Х18Н10Т,



Рис. 5. Обечайка (а) и днище (б) из аустенитной стали 12Х18Н10ТШ-Л, подготовленные к автоматической сварке криогенного сосуда высокого давления, предназначенного на рабочее давление 70 МПа и температуру  $-196^{\circ}\text{C}$

12Х18Н10Т и др. и технология автоматической сварки под флюсом литых заготовок (рис. 7), а также создана и внедрена система контроля качества литосварных сосудов [9–12].

Для литосварных криогенных сосудов высокого давления из аустенитных сталей применяли просвечивающий гаммадефектоскопический контроль с использованием линейного ускорителя. Применение этого весьма чувствительного метода неразрушающего контроля подтвердило высокое качество литого металла толстостенных сосудов (отсутствие в них дефектов, характерных для обычных отливок из сталей аустенитного класса: рыхлот, усадочных раковин, пор и др.), а также отсутствие дефектов в сварных соединениях. Результаты исследований

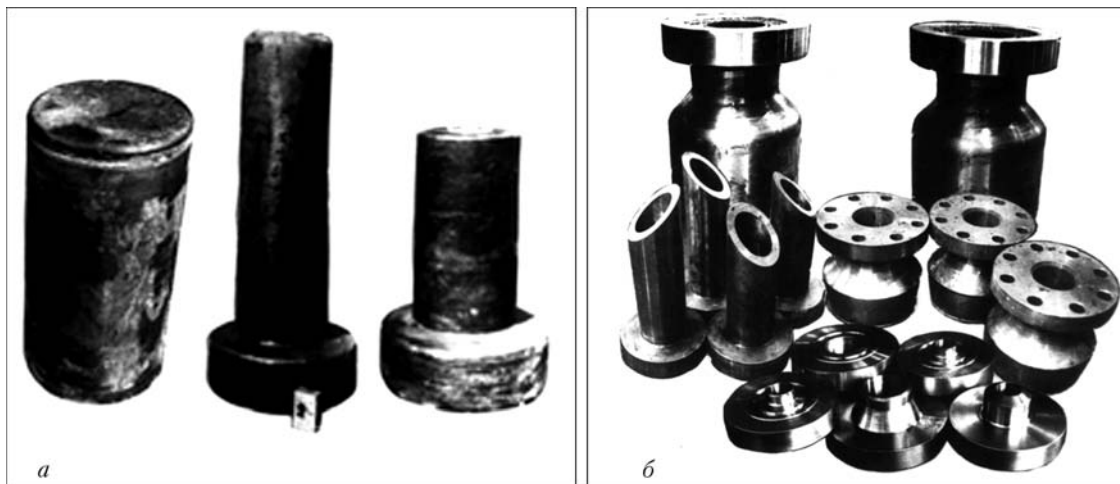


Рис. 6. Заготовки патрубков и штуцеров (сталь 15ХМ, Х5М, 12Х18Н10Т), полученные методом ЭШЛ, до (а) и после (б) механической обработки

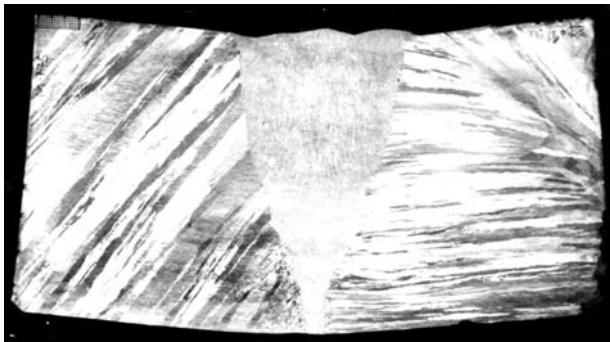


Рис. 7. Сварной шов на электрошлаковой литой криогенной аустенитной стали 12Х18Н10ТШ-Л (толщиной 110 мм), выполненный автоматической сваркой под флюсом

химического состава и механических свойств заготовок из аустенитных сталей приведены в табл. 1 и 2. Полученные данные свидетельствуют о том, что изготовленные по разработанной технологии электрошлаковые отливки полностью отвечают требованиям технических условий, предъявляемых к ковальному металлу.

В связи с рассматриваемой проблемой большой интерес представляют результаты исследований [13], проведенных сотрудниками ЦНИИ КМ «Прометей», по изготовлению моделей сосудов высокого давления методом ЭШЛ в лабораторных и промышленных условиях из сталей переходного класса марок 05Х13Н6М2 и 05Х10Н5М3. Качество и механические свойства аустенитно-мартенситной стали 05Х10Н5М3 исследовали на моделях сосудов промышленного производства наружным диаметром 430 мм с толщиной стенки 80... 150 мм, высотой до 450 мм. Результаты механических испытаний показали, что в толщине 130 мм механические свойства этой стали после термической обработки по выбранному режиму (закалка от 1050 °С, 4 ч, охлаждение в воде+отпуск 645 °С, 6 ч, охлаждение на воздухе) находятся на одном уровне со свойствами деформированного металла. При испытании на ударный изгиб образцов *KCU* и *KCV* установлено, что литая

электрошлаковая сталь 05Х10Н5М3 не только не уступает, но даже несколько превосходит кованую сталь обычной выплавки. На основании проведенных исследований метод ЭШЛ был рекомендован [13] для изготовления сосудов высокого давления.

Наиболее ответственной в эксплуатации и сложной в изготовлении является патрубковая зона корпусов сосудов высокого давления. До недавнего времени патрубки получали заодно с кованым корпусом со специальным утолщением, выполненным в верхней части полой кованой заготовки, что чрезвычайно трудоемко и связано с большими потерями металла (около 35... 45 % массы поковки).

Более технологичным является вариант с приварными патрубками, которые обычно получают ковкой. На ПО «Ждановтяжмаш» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона было освоено промышленное производство методом ЭШЛ литых заготовок, близких по форме к готовым патрубкам и фланцам (рис. 6), которые после механической обработки привариваются к корпусу баллона с применением дуговой или электрошлаковой сварки (рис. 8).

В производстве крупных корпусов проблема патрубков может быть решена путем электрошлаковой выплавки (ЭШВ) заготовок патрубков непосредственно на наружной поверхности готового сосуда [14]. В результате применения для ЭШВ специального устройства [15] патрубок надежно приплавляется к корпусу сосуда, образуя с ним единое целое. Благодаря ЭШВ обеспечивается плавный переход от патрубка к поверхности сосуда, поверхность таких патрубков получается чистой и гладкой, не требующей дополнительной механической обработки (рис. 9).

И, наконец, методом ЭШЛ патрубковая зона может быть получена заодно с патрубками при выплавке в водоохлаждаемом кристаллизаторе, а значит с минимальными потерями металла. Этот технологический вариант наиболее предпочтителен, однако

Таблица 1. Химический состав металла электрошлаковых заготовок из аустенитных сталей

Марка стали	Место отбора пробы	Содержание, %							
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
08Х18Н10ТШ-Л	Головная часть	0,05	0,46	1,27	17,69	9,50	0,59	0,006	0,019
	Донная часть	0,05	0,40	1,33	17,50	9,64	0,58	0,005	0,020
12Х18Н10ТШ-Л	Головная часть	0,08	0,56	1,52	19,0	9,70	0,61	0,008	0,020
	Донная часть	0,10	0,52	1,58	18,80	10,21	0,57	0,008	0,021
Требования ТУ 24-1-14-122 – 76 к стали 12 (08) Х18Н10ТШ-Л		0,12 (0,08)	0,8	2,0	17,0... 19,0	9,0... 11,0	4-С... 0,8	0,020	0,035

Таблица 2. Механические свойства металла электрошлаковых заготовок из аустенитных сталей

Марка стали	Тип заготовки	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup>	
					<i>KCV</i> <sub>293К</sub>	<i>KCV</i> <sub>77К</sub>
08Х18Н10Т	ЭШЛ	205... 225	480... 505	52... 59	2,60... 2,85	–
	Поковка	180	460	36	1,2	–
12Х18Н10Т	ЭШЛ	245... 255	510... 520	38... 45	–	0,85... 0,92
	Поковка	240	500	38	–	0,8



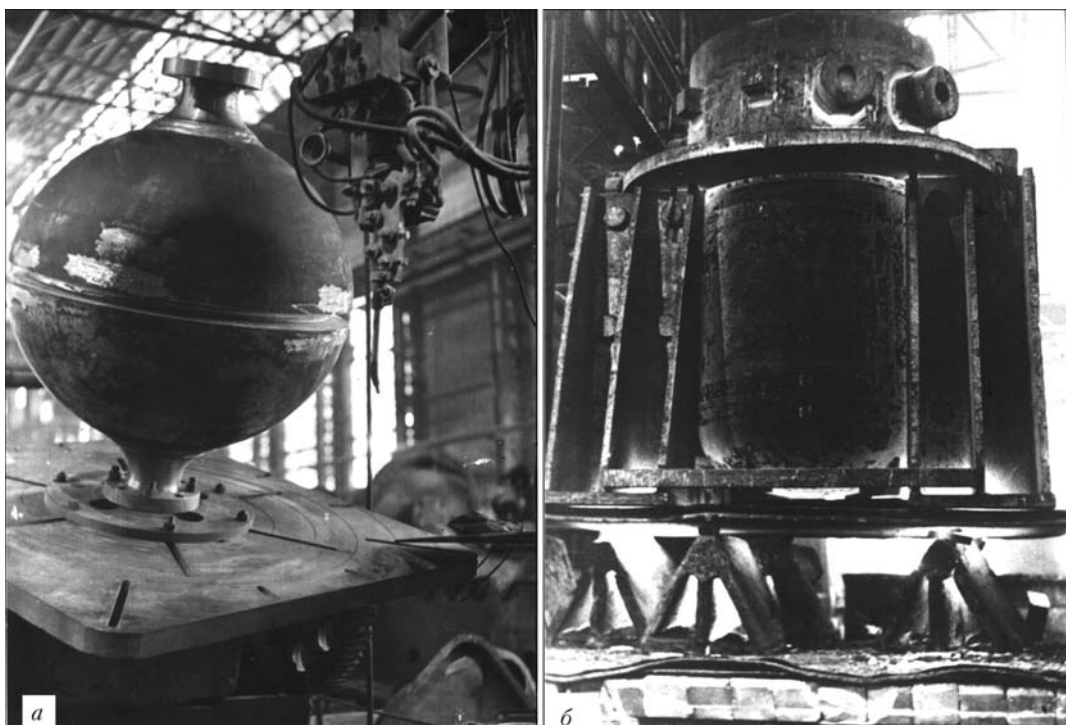


Рис. 8. Патрубки, сваренные автоматической сваркой под флюсом с корпусом шарообразного сосуда высокого давления (а) и штамповарной корпус с приваренными методом ЭШС патрубками (б) в стенде на подине печи после нормализации

его применение ограничивается размерами патрубковой зоны и мощностью электрошлаковой печи.

Следует отметить, что основное назначение электрошлакового литья и его разновидностей (центробежного и кокильного литья) состоит не в замене таких традиционных технологических процессов, как литье и ковка, а в использовании его как одного из высокоэффективных и металлосберегающих методов заготовительного производства, позволяющих расширить выпуск заготовок и другой продукции, не требующей значительной механической обработки.

Экономическая целесообразность применения технологии ЭШЛ взаменковки при изготовлении литосварных сосудов высокого давления из сталей аустенитного класса, склонных к образованию различного рода дефектов при горячем переделе, убедительно доказана практикой промышленных предприятий и прежде всего ПО «Азовмаш» [16].

Так, использование ЭШЛ при изготовлении толстостенных сосудов высокого давления из сталей аустенитного класса позволяет резко снизить расходный коэффициент металла на тонну готового изделия по сравнению с технологиейковки (до 1,1 против 2,6), а также существенно упростить всю технологию производства сосудов, исключив ряд технологических операций, значительно уменьшить объем сборочно-сварочных работ, механической обработки и сократить цикл изготовления изделий. Повышение надежности электрошлаковых литосварных сосудов и улучшение их эксплуатационных характеристик практически сокращает потребность в их количестве и ведет к экономии материальных ресурсов при создании объектов криогенной техники.

Весьма эффективным является применение ЭШЛ в производстве длиномерных толстых труб

и пустотелых заготовок, особенно из труднодеформируемых (и даже недеформируемых) жаростойких и коррозионно-стойких сталей и сплавов, таких как 4Х28Н45В5, Х25Н20С2, Х32Н8, ЭИ21, ЭИ654 и др. для химических и нефтехимических установок. Трубы постоянного профиля методом ЭШЛ получают в коротких неразъемных кристаллизаторах с постоянным сечением зоны формирования при относительном перемещении кристаллизатора и заго-



Рис. 9. Заготовки патрубков, выплавленные методом ЭШЛ непосредственно на корпусе сосуда



Рис. 10. Стыковое сварное соединение, выполненное электронно-лучевой сваркой трубной заготовки ЭШЛ (наружный диаметр 320 мм, внутренний 230 мм) из сплава ХН56МБЮД (а) и макрошлиф этого сварного соединения (б)

товки ЭШЛ, т. е. по той же технологической схеме, что и обечайки литосварных сосудов. Разработан ряд способов ЭШЛ полых заготовок и труб практически неограниченных размеров по диаметру и длине с толщиной стенки более 10 мм [17].

Как отмечается в работе [18], проблема получения качественных пустотелых заготовок из труднодеформируемых сталей и сплавов методом традиционнойковки остается актуальной до настоящего времени. Существующие схемы производства пустотелых поковок путем поперечнойковки полой заготовки на оправке не позволяют получать качественные поковки без торцевой бахромы, трещин и складкообразования со стороны внутренней поверхности приторцевых частей. В стандартах на поковки, изготавливаемые на ковочных прессах, учитываются концевые отходы, которые достигают 6 припусков на диаметр, а по некоторым заводским нормам — 10–12 припусков, что существенно уменьшает коэффициент выхода годного металла, который колеблется от 48 до 52 %. Для осуществления этой технологии также требуется уникальное пресовое оборудование.

Электрошлаковые печи для отливки труб просты по конструкции и сравнительно недороги. Трубы, получаемые методом ЭШЛ, имеют хорошую поверхность как по внутреннему, так и наружному диаметру и отличаются высоким качеством металла [3].

Возможность применения литого электрошлакового металла без последующей деформации нередко становится одним из определяющих критериев выбора метода ЭШЛ для получения трубных заготовок. В ИЭС им. Е. О. Патона совместно с НИКИЭТ (г. Москва) в результате экспериментально-исследовательских работ была создана технология полу-



Рис. 11. Общий вид длинномерной пустотелой двухфланцевой заготовки ЭШЛ диаметром 600 мм

чения методом ЭШЛ полых трубных заготовок наружным диаметром 320 мм, внутренним диаметром 230 мм и длиной 1600 мм из жаропрочного дисперсионно-твердеющего сплава ХН56МБЮД (ЭК-62). В качестве расходных электродов для ЭШП применяли прутки ВДП диаметром 55 мм, которые переплавляли по технологической схеме, предусматривающей применение короткого подвижного кристаллизатора.

Проведенные исследования [19] подтвердили высокое металлургическое качество литого сплава ХН56МБЮДШ-Л. Содержание кислорода и водорода в нем составляло соответственно 0,0015 и 0,00009 %, серы 0,004 %, фосфора 0,006 %. Содержание основных легирующих элементов после переплава практически не изменилось. Легкоокисляющиеся элементы равномерно распределены по высоте и сечению полой заготовки. Содержание алюминия и титана в металле полой заготовки 1,55... 1,65 и 0,45... 0,5 % соответственно. Наиболее гомогенной структурой с низким содержанием неметаллических включений и равномерным распределением карбонитридов отличается литой сплав после выдержки при 1130 °С. После закалки 1130 °С, 1 ч и старения при 730 °С, 15 ч + 650 °С, 10 ч сплав ХН56МБЮДШ-Л имеет наиболее высокие механические свойства при 20 °С ( $\sigma_B$  1050 МПа,  $\sigma_T$  650 МПа,  $\delta_5$  25 %,  $\psi$  30 %,  $KCV$  70 Дж/см<sup>2</sup>). Разрушение образцов вязкое. Полученные для сравнения механические свойства горячекатаных прутков диаметром 55 мм из сплава ХН56МБЮД (ВДП) составляли:  $\sigma_B$  1000 МПа,  $\sigma_T$  600 МПа,  $\delta_5$  29 %,  $\psi$  32 %,  $KCV$  105 Дж/см<sup>2</sup>, т. е. практически на уровне литого электрошлакового металла полой заготовки. В результате проведенных исследований сплав ХН56МБЮДШ-Л был рекомендован для изготовления литых корпусных изделий, получение кото-



рых методами горячей деформации невозможно [20]. Применительно к производству литосварных сосудов высокого давления в ИЭС им. Е. О. Патона опробовали электронно-лучевую сварку литого сплава ХН56МБЮДШ-Л,\* которая подтвердила возможность получения качественных кольцевых швов диаметром 320 мм и толщиной 60 мм (рис. 10).

На основе опыта, накопленного при создании производства литосварных сосудов высокого давления, на ПО «Азовмаш» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона была разработана и реализована технология получения методом ЭШЛ пустотелых заготовок длиной до 4 м, диаметром 600 мм с фланцами диаметром 750 мм. Эти заготовки в поперечном сечении представляют собой фасонный полый разностенный профиль с односторонним выступом на наружной поверхности (рис. 11). После ЭШЛ они не требовали механической обработки наружной поверхности, а припуски на механически обрабатываемые поверхности были минимальными. Исследование качества металла отливок показало, что их механические свойства соответствуют требованиям, предъявляемым к кованому металлу.

Анализ последних достижений в области электрошлаковых технологий в нашей стране и в мировой практике свидетельствует о том, что весьма перспективным в настоящее время является принципиально новое поколение электрошлаковых технологий и оборудования, которые базируются на отказе от расходных электродов и переходе на использование жидкого металла (ЭШТ ЖМ) [21–26]. В результате этого роль электрошлаковых технологий в производстве сосудов высокого давления и толстостенных трубных заготовок существенно расширяется. Имеется в виду, прежде всего, возможность создания непрерывного электрошлакового процесса с жидким металлом. Важнейшим достоинством ЭШТ ЖМ является высокая производительность, а также снижение себестоимости электрошлакового металла.

Таким образом, современная электрошлаковая технология — перспективный, постоянно развивающийся технологический процесс, который может быть эффективно использован в производстве сосудов высокого давления и толстостенных трубных заготовок различного назначения.

1. *Электрошлаковая сварка* / Под ред. Б. Е. Патона. 2-е изд. — М.: Киев: Машгиз, 1959. — 410 с.
2. *О целесообразности изготовления ответственных сварных конструкций из толстолистового металла, улучшенного методом ЭШП* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Рафинирующие переплавы. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 123–138.
3. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона и Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
4. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Электрошлаковая отливка и перспективы ее применения в литейном производстве // Механические свойства литого металла: Труды восьмого совещания по теории литейных процессов. — М.: Изд-во АН СССР, 1963. — С. 141–146.
5. *А. с. 274796 СССР. МКИ С 21с 5/56.* Способ отливки толстостенных сосудов электрошлаковым переплавом / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Л. Г. Пузрин и др. — Заявл. 17.01.69; Опубл. Б. И. — 1980. — № 32.
6. *Перспективы применения электрошлакового металла для производства литосварных изделий* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, И. И. Кумыш и др. // Автомат. сварка. — 1969. — № 8. — С. 37–40.

7. *Новые возможности электрошлакового фасонного литья* / Б. Е. Патон, В. Ф. Карпов, Б. И. Медовар и др. // Вопросы специальной электрометаллургии: Матер. Междунар. симпозиум, Киев, июнь 1972 г. — Киев, Москва: ВИНТИ, 1973. — С. 39–42.
8. *Эффективность изготовления литосварных сосудов высокого давления с применением технологии электрошлакового литья* / В. И. Алексеенко, Б. И. Медовар, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко // Пути интенсификации и повышения эффективности сварочного производства: Материалы семинара. — М.: МДНТП, О-во «Знание» РСФСР, 1977. — С. 114–119.
9. *Исследование качества литых электрошлаковых заготовок из стали 12Х18Н10Т-Ш, предназначенных для сосудов высокого давления* / А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 12. — С. 65–70.
10. *Электрошлаковая выплавка заготовок сосудов высокого давления из аустенитной стали* / Б. И. Медовар, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко и др. // Там же. — 1981. — Вып. 15. — С. 13–16.
11. *Специализированное оборудование для ЭШЛ крупнотоннажных полых заготовок сосудов высокого давления на ПО «Ждановтяжмаш»* / И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко и др. // Электрошлаковая технология / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара и Л. М. Ступака. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 207–212.
12. *Контроль качества литосварных сосудов высокого давления, получаемых методом ЭШЛ* / И. Д. Нагаевский, В. Я. Саенко, П. С. Нефедов, А. Д. Чепурной // Там же. — С. 183–187.
13. *Глуцкий Л. Я., Житков В. В., Мизецкий В. Л.* Опыт изготовления заготовок сосудов высокого давления из сталей переходного класса методом электрошлакового литья // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1988. — № 3. — С. 15–19.
14. *Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Бойко Г. А.* Электрошлаковая технология. — Киев: О-во «Знание» УССР, 1976. — 96 с.
15. *А. с. 339088 СССР. МКИ С21с 5/56.* Устройство для электрошлаковой выплавки патрубков, штуцеров и бобышек на корпусе металлических сосудов / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Л. Г. Пузрин и др. — Заявл. 02.12.68; Опубл. Б. И. — 1980. — № 32.
16. *Электрошлаковая технология в машиностроении* / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной / Под общ. ред. Б. Е. Патона. — Киев: Техника, 1984. — 215 с.
17. *Электрошлаковая отливка труб* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. М. Ваглай и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1977. — Вып. 7. — С. 3–9.
18. *Антоценков Ю. М.* Ковка полых заготовок // Сталь. — 2002. — № 9. — С. 72–74.
19. *Получение полых заготовок из висконикелевого сплава методом ЭШЛ* / В. А. Тихонов, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 2. — С. 39–42.
20. *Бащин Ю. А., Коростелев А. Б.* Выбор режима закалки сплава ХН56МБЮД электрошлакового переплава // МнТОМ. — 1993. — № 3. — С. 19–22.
21. *Медовар Б. И., Медовар Л. Б., Саенко В. Я.* Развитие электрошлакового процесса в специальной металлургии // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 7–12.
22. *New electroslag remelting technologies* / L. B. Medovar, A. K. Tsykulenko, V. Ya. Saenko et. al // Proceedings of International Symposium on ESR technology and equipment. 15–17 May, 2001 Kyiv, Ukraine, MMS-2001. — P. 49–60.
23. *Чепурной А. Д.* Перспективы применения электрошлаковой технологии в производстве ответственных изделий машиностроения // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 4. — С. 11–16.
24. *Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я.* Повышение эффективности металла ЭШП // Там же. — 2002. — № 3. — С. 3–9.
25. *Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я.* Новые возможности электрошлаковых технологий в машиностроении // Металлургия машиностроения. — 2003. — № 1. — С. 2–5.
26. *Патон Б. Е., Медовар Л. Б.* Новые электрошлаковые технологии и материалы // Автомат. сварка. — 2003. — № 11–12. — С. 188–193.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
 ОАО «Марнопольский завод тяжелого машиностроения»  
 Поступила 08.01.2004

\* Работа проводилась под руководством чл.-кор. НАН Украины О. К. Назаренко



УДК 669.187.526:51.001.57

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, С. В. Ахонин

Методами математического моделирования изучены теплофизические особенности кристаллизации слитков жаропрочных никелевых сплавов при электронно-лучевой плавке с порционным сливом жидкого металла из промежуточной емкости в кристаллизатор. Установлены оптимальные режимы плавки, позволяющие получать качественные слитки с однородной мелкозернистой структурой, без дефектов усадочного характера. Показано, что предложенная технология обеспечивает высокую химическую однородность слитков и более низкую ликвацию легирующих элементов, чем способ вакуумно-дугового переплава.

Using the methods of mathematical modelling, the thermophysical peculiarities of crystallization of heat-resistant nickel alloy ingots in electron beam melting with a portion pouring of molten metal from an intermediate crucible into a mould are studied. The optimum melting conditions were established allowing producing the quality ingots with a uniform fine-grain structure without shrinkage defects. It is shown that the technology offered provides the high chemical homogeneity of ingots and lower liquation of alloying elements as compared with the method of a vacuum-arc remelting.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; жаропрочные сплавы; порционный слив

В настоящее время слитки жаропрочных сплавов на основе никеля получают в основном способом вакуумно-дугового переплава (ВДП). Наряду с известными преимуществами этому процессу присущ и ряд недостатков: разнородная структура слитков ВДП диаметром более 0,35 м, что влечет за собой микроликвацию, сопоставимую с ликвацией обычного слитка [1]; большой объем жидкой металлической ванны, вследствие чего возникают температурные напряжения, которые без применения специальных условий охлаждения могут привести к растрескиванию слитка по окончании процесса переплава или при деформации; обширная зона крупных столбчатых кристаллов способствует развитию дендритной ликвации и является одной из причин брака металла при обработке давлением [2]. Следовательно, оптимальным способом производства слитков жаропрочных сплавов должен считаться тот, который одновременно обеспечивает мелкодисперсную гомогенную физически и химически однородную структуру при отсутствии температурных напряжений.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) и порционным сливом жидкого металла в кристаллизатор обеспечивает не только высокую очистку от вредных при-

месей, но и значительное улучшение структуры слитка [3]. Это обусловлено разделением процессов плавления металла (в промежуточной емкости) и затвердевания металла (в кристаллизаторе). Поэтому между температурой ванны металла и скоростью плавления нет прямой связи, что позволяет, во-первых, в широких пределах регулировать скорость кристаллизации без изменения скорости плавки  $v$ , во-вторых, существенно изменять геометрию фронта кристаллизации. При соответствующем распределении энергии электронно-лучевого нагрева путем применения нескольких пушек или перемещения луча с высокой частотой по заданной траектории по поверхности расплава можно получать практически плоский фронт кристаллизации, что не достижимо при традиционных способах плавки.

Наличие металлической ванны влечет за собой появление усадочной раковины в головной части слитка, что требует специальных приемов для предотвращения возникновения последней при окончании процесса плавки. По технологии ЭЛПЕ с порционным сливом жидкого металла в кристаллизатор зоной рафинирования являются оплавленная поверхность расходуемой заготовки и свободная поверхность жидкого металла в промежуточной емкости; в зону кристаллизации подаются небольшие порции жидкого металла; металлическая ванна

© Н. П. ТРИГУБ, Г. В. ЖУК, С. В. АХОНИН, 2004



имеет ограниченный объем. Периферийную зону слитка необходимо поддерживать в жидком состоянии для обеспечения качественной боковой поверхности и растекания металла заливаемой порции по верхнему торцу.

Технология ЭЛПЕ с порционным сливом жидкого металла имеет ряд существенных преимуществ перед традиционными технологиями ЭЛП. Малый объем подаваемой порции жидкого металла из промежуточной емкости в кристаллизатор подавляет процессы конвекции в расплаве при его кристаллизации. Последовательная послойная кристаллизация металла в кристаллизаторе с наличием в каждый момент времени малого объема жидкого металла исключает развитие в слитке зональной ликвации, а также образование дефектов усадочного происхождения.

Плотная макроструктура, химическая однородность, высокая чистота по неметаллическим включениям благоприятно влияют на качество получаемых изделий, повышают их надежность и долговечность. Технология позволяет выплавлять слитки практически неограниченной массы при сравнительно малой мощности электронно-лучевой установки.

Для расчета тепловых условий формирования слитка (температурного поля, скоростей охлаждения и кристаллизации, градиентов температурного поля) под руководством Козлитина Д. А. была разработана математическая модель, основу которой составляет дифференциальное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат, записанное для случая осевой симметрии температурного поля [3, 4] в виде

$$C_V \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right); \quad (1)$$

$$r < R_2; \quad 0 < z < s(t); \quad t > 0,$$

где  $C_V$  — объемная теплоемкость расплава с учетом теплоты фазового перехода;  $T$  — температура;  $\lambda(T)$  — коэффициент теплопроводности;  $R_2$  — радиус слитка;  $s(t)$  — высота слитка;  $t$  — текущее время.

При расчетах по математической модели принималась во внимание зависимость теплофизических характеристик материала слитка от температуры. Коэффициент теплопроводности в уравнении (1) учитывал молекулярную и конвективную теплопроводность в жидкой фазе, а объемная теплоемкость — выделение скрытой теплоты кристаллизации в интервале  $[T_S, T_L]$ .

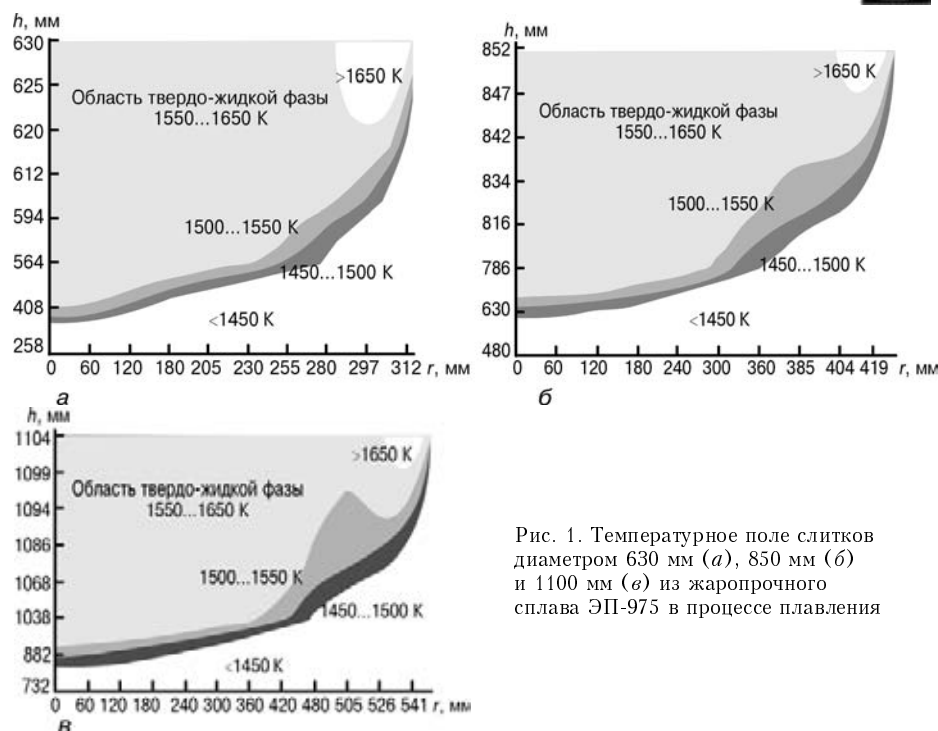


Рис. 1. Температурное поле слитков диаметром 630 мм (а), 850 мм (б) и 1100 мм (в) из жаропрочного сплава ЭП-975 в процессе плавления

Граничные условия, описывающие теплообмен слитка с окружающей средой, учитывают условия обогрева головной части слитка электронными лучами, тепловое излучение с поверхности слитка по закону Стефана-Больцмана и теплопередачу в зонах контакта слитка с водоохлаждаемыми стенками кристаллизатора и поддона.

В процессе затвердевания слитков из сплавов, особенно многокомпонентных, получают развитие сложные кристаллизационные и ликвационные явления, вызывающие образование химической и физической неоднородности слитка. В наибольшей степени эти неблагоприятные процессы наблюдаются при кристаллизации крупного слитка.

Для определения оптимального технологического режима выплавки слитков жаропрочных сплавов методом электронно-лучевой порционной плавки с промежуточной емкостью с помощью математической модели (1) были рассчитаны температурные поля в слитках диаметром 0,63; 0,85 и 1,15 м и проанализированы условия кристаллизации металла.

С целью получить минимальный размер зерна высота заливаемой порции жидкого металла принята равной 5...6 мм. Это минимально возможная порция для обеспечения удовлетворительного растекания

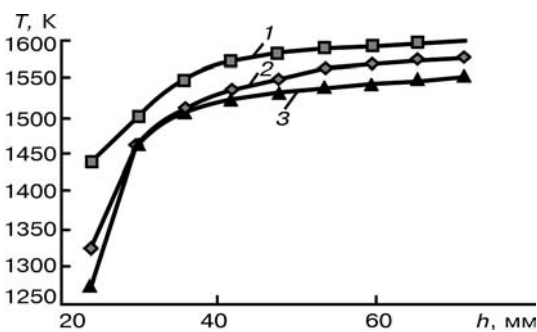


Рис. 2. Зависимость температуры поверхности слитка от его высоты перед заливкой очередной порции: 1 — диаметр слитка 630 мм; 2 — 850 мм; 3 — 1100 мм

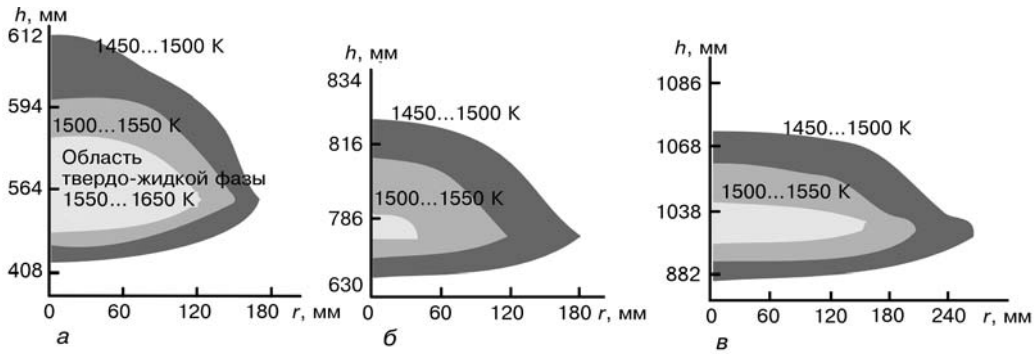


Рис. 3. Формирование усадочной раковины в слитках жаропрочного сплава ЭП-975 диаметром 630 мм через 900 с после выключения источника нагрева (а), диаметром 850 мм через 1050 с после выключения источника нагрева (б), диаметром 1100 мм через 1260 с после выключения источника нагрева (в)

ния расплава по поверхности слитка. Расчеты проводили до выхода режима плавки на квазистационарный, при котором изменение температурного поля в слитке в промежутках между заливками переставало зависеть от его высоты. Этот момент наступал при наплавлении слитка высотой  $h$  около 0,6; 0,8 и 1,1 м, т. е. когда высота слитка достигала значения его диаметра (рис. 1, а-в).

Температура поверхности слитка перед заливкой очередной порции при различных диаметрах слитков представлена на рис. 2. При этом температура свободной поверхности металла в кристаллизаторе не превышает 1600 К. Следовательно, жидкий металл последующей порции будет заполнять междендритные каналы, образовавшиеся при затвердевании предыдущей порции, и структура слитка будет плотная, без пор и междендритных пустот.

Скорость охлаждения очередной порции жидкого металла составляет около 10 К/с, причем весь объем расплава остывает практически одновременно. Поэтому происходит объемная кристаллизация порции металла с образованием равноосной мелкозернистой структуры.

Одним из основных дефектов кристаллизационного характера в слитках является усадочная раковина (усадочная рыхлость). В слитках жаропрочных сплавов усадочная раковина представляет собой полость или совокупность ячеек и пор, сосредоточенных в головной части слитка и изолирован-

ных от окружающей среды с помощью «моста» — корочки плотного, лишённого каких-либо несплошностей металла. Данный дефект вызван неравномерным охлаждением верхнего основания слитка после отключения источника обогрева. При этом поверхность слитка охлаждается быстрее, чем более глубокие слои металла, за счет лучистого теплообмена с внешней средой и тепловой центр температурного поля слитка перемещается с верхнего торца слитка в глубину. На уровне залегания теплового центра при окончательной кристаллизации слитка из-за кристаллизационного сжатия возникает усадочная полость (раковина) или рассеянная пористость.

Для изучения динамики процесса формирования усадочной раковины в рамках математической модели (1) были проведены расчеты залегания усадочной раковины в слитках при мгновенном отключении источника нагрева.

Нагрев верхнего торца слитка осуществлялся двумя аксиальными электронными пушками, энергия которых распределялась в виде концентрических кругов. Мощность первого луча  $W_1$  равномерно распределялась в центральной области, а второго луча  $W_2$  — на периферии со смещением на стенки мелкого водоохлаждаемого кристаллизатора 0,006 м.

При расчетах изменялась как величина общей мощности  $W(W_1+W_2)$  электронно-лучевого нагрева, вкладываемой в кристаллизатор, так и мощность между пушками. Металл в кристаллизатор подавался порциями, скорость вытягивания слитка изменялась от 4 до 10 мм/мин.

В результате расчетов были получены поля температур в слитках различных диаметров (рис. 1) при квазистационарном режиме плавки и кристаллизации последней зоны твердо-жидкой фазы после выключения источника нагрева (рис. 3, а-в).

Расчеты показали (табл. 1), что увеличение общей мощности нагрева верхнего торца слитка, равно как и перераспределение мощности в сторону цен-

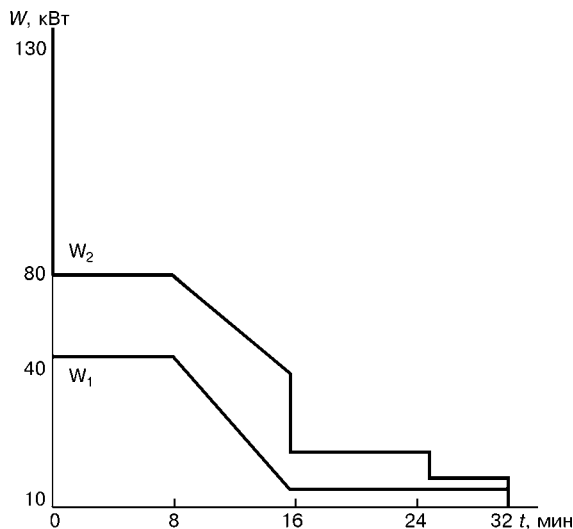


Рис. 4. Режим вывода усадочной раковины для слитка диаметром 630 мм сплава ЭП-975

Таблица 1. Параметры кристаллизации слитков жаропрочного сплава при ЭЛПЕ

Диаметр слитка, мм	Мощность нагрева, кВт		Глубина залегания усадочной раковины, мм	Время до полной кристаллизации, с
	$W_1$	$W_2$		
630	65	65	102... 110	900
850	140	70	107... 115	1050
1100	250	90	122... 135	1260

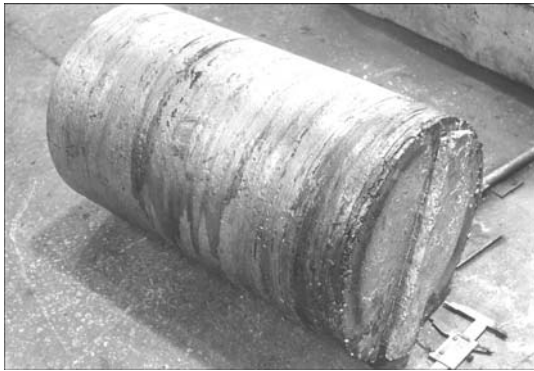


Рис. 5. Внешний вид слитка жаропрочного сплава ЭП-978 диаметром 630 мм

тральной зоны, влечет за собой увеличение времени полной кристаллизации слитка, а также глубины залегания усадочной раковины. При этом глубина залегания усадочной раковины в слитках диаметром 630... 1150 мм колебалась в пределах 100... 130 мм.

Процессы формирования усадочных раковин в слитках жаропрочных сплавов при выплавке в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью были также исследованы экспериментально. Исследования проводились для слитков круглого сечения диаметром 630 мм. Слитки выплавлялись по технологии ЭЛПЕ с горизонтальной подачей расходоуемой заготовки, накоплением металла в промежуточной емкости и его сливом в кристаллизатор с формированием там готового слитка. Высота порции жидкого металла, заливаемой в кристаллизатор, составляла 5... 6 мм. Нагрев верхнего торца слитка осуществлялся двумя электронными пушками. Мощность одной пушки при помощи спиральной развертки частотой 2,5 Гц равномерно распределялась по всей площади ванны жидкого металла в кристаллизаторе. Мощность второй пушки при помощи кольцевой развертки электронного луча шириной 30... 40 мм, частотой 0,6 Гц распределялась по периферийной зоне кристаллизатора.

Готовые слитки были тестированы с помощью ультразвукового контроля (УЗК). Исследования методом УЗК показали, что при мгновенном полном отключении источника нагрева усадочные раковины располагаются на глубине 100... 140 мм от верхнего торца слитка, имеют протяженность до 50 мм и как правило смещены от продольной оси на 30... 35 мм. Очевидно, что смещение усадочной раковины относительно продольной оси слитка обусловлено сливом жидкого металла с носка промежуточной емкости вдоль стенки кристаллизатора. Механическая обработка головных частей слитков подтвердила результаты УЗК.

Сравнение экспериментальных результатов с данными математического моделирования показало, что модель в целом реально отражает физическое явление формирования усадочной раковины в слитках. Рассчитанная глубина залегания усадочной раковины совпадает с измеренной в пределах 5... 10 %. Ошибка вычислений вызвана несимметричностью реального нагрева верхнего торца слитка. В целом модель отражает тенденцию изменения

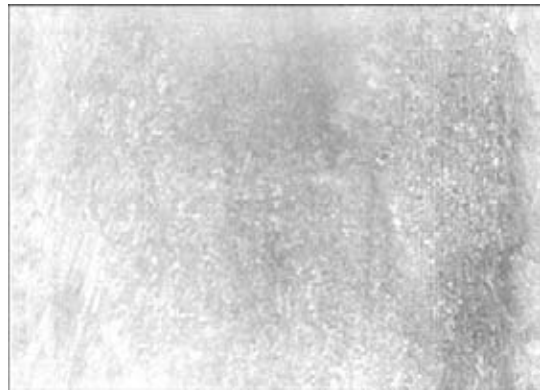


Рис. 6. Макроструктура слитка жаропрочного сплава ЭП-978 диаметром 630 мм

глубины залегания усадочной раковины с изменением диаметра слитка.

По результатам проведенных исследований были разработаны технологические режимы вывода усадочной раковины путем постепенного снижения мощности нагрева верхнего торца слитка (рис. 4), при которых тепловой центр выводится на поверхность слитка и усадочная раковина в готовом слитке отсутствует.

Весь процесс можно условно разделить на четыре периода. Первоначально подаваемая в кристаллизатор мощность не изменялась по сравнению с установленным режимом плавки, при этом поступление жидкого металла прекращалось. Тем самым предотвращалось быстрое охлаждение слитка, возникновение встречного фронта кристаллизации. Глубина ванны жидкого металла постепенно уменьшалась.

На втором этапе производили перераспределение мощности. Круговая развертка электронного луча одной из пушек заменялась на спиральную. Вследствие этого возрастала доля тепла, вкладываемого в осевую зону слитка. Третий и четвертый периоды — постепенное снижение тока лучей до нуля. В этом случае визуально наблюдали кристаллизацию поверхности слитка, направленную от периферии к центру. При достижении рабочими токами нулевой отметки кристаллизация заканчивалась.

Как показали экспериментальные плавки, технологические режимы вывода усадочной раковины, разработанные с помощью математических моделей тепловых процессов в слитках ЭЛПЕ, обеспечивают получение бездефектных слитков сложнолегированных жаропрочных сплавов на никелевой основе. Слитки имели удовлетворительную поверхность без каких-либо поверхностных дефектов (рис. 5).

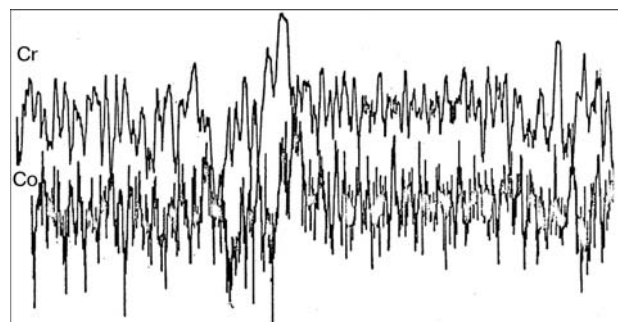


Рис. 7. Дендритная ликвация хрома и кобальта в слитках ВДП

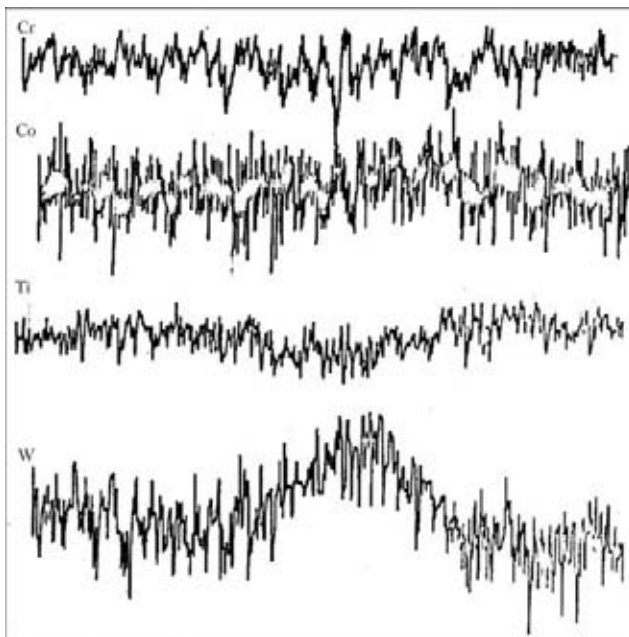


Рис. 8. Дендритная ликвация хрома, кобальта, титана и вольфрама в слитках ЭЛПЕ

Исследование макроструктуры слитков показало, что их кристаллическое строение характеризуется наличием двух зон — узкой краевой зоны мелких столбчатых кристаллов и зоны равноосных кристаллов размером 0,5... 2,0 мм, длиной 1... 2 мм, занимающих основную площадь исследованных темплетов (рис. 6).

Одним из важнейших показателей качества мелкозернистых слитков является дендритная структура, характеризующая степень ее дисперсности. Как известно, мерой дисперсности дендритной структуры служит расстояние между дендритными осями второго порядка. В отличие от слитков ВДП в слитках ЭЛПЕ благодаря порционной кристаллизации формируется дендритная структура более дисперсная. Оси дендритов и межосные промежутки имеют небольшую протяженность, причем различие между осями I и II порядка минимальное при переходе от края слитка к его оси.

Развитию дендритной ликвации в слитках способствует изменение растворимости компонентов сплава в процессе кристаллизации. Чем больше различие в растворимости компонентов в жидкой и твердой фазах, чем больше отличаются они по температуре плавления и чем выше скорость диффузии ликвирующего компонента, тем больше скорость ликвации.

Изучение дендритной ликвации слитков проводили методом микрорентгеноспектрального анализа на микроанализаторе «Камебакс». Степень ликвации оценивали по величине коэффициента ликвации, представляющего отношение максимальной концентрации элемента к минимальному в объеме дендрита. Степень ликвации положительная при содержании элемента в межосных участках в больших количествах (прямая ликвация) и отрицательная при его повышенном содержании в осях (обратная ликвация) (табл. 2).

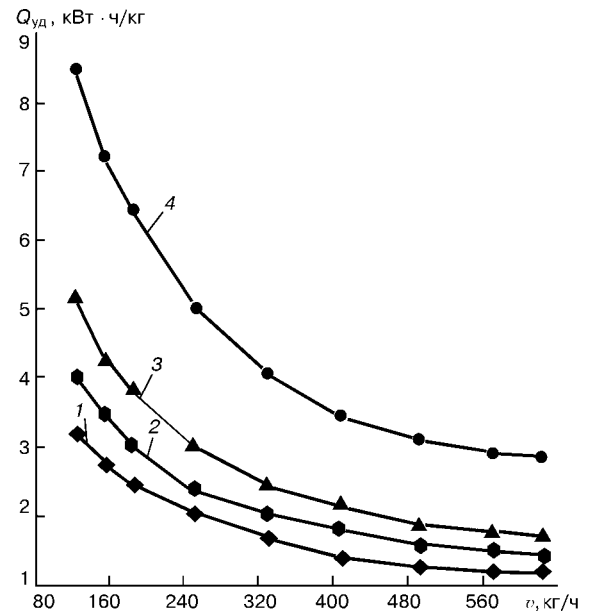


Рис. 9. Зависимость удельного расхода электроэнергии от скорости плавки: 1 — диаметр слитка 400 мм; 2 — 630 мм; 3 — 850 мм; 4 — 1100 мм

Как видно из таблицы, легирующие элементы никель, хром, железо в сплаве Инконель 718, а также кобальт и вольфрам в сплаве ЭП-975 имеют незначительную ликвацию или распределены равномерно. Следует отметить, что направление ликвации алюминия, титана, ниобия, молибдена — прямое, а вольфрама, кобальта, железа — обратное. Дендритная ликвация алюминия и молибдена незначительна. Наибольшую степень ликвации имеют ниобий и титан (особенно это проявляется в сплаве IN 718), которые входят в состав  $\gamma'$ -фазы и в состав эвтектики ( $\gamma' - \gamma$ ).

Анализ распределения основных легирующих элементов по сечению дендритной ячейки слитков ВДП (рис. 7) и ЭЛПЕ (рис. 8) показал, что во втором случае благодаря порционной кристаллизации ликвация легирующих элементов менее выражена.

Наряду с исследованиями макро- и микроструктуры полученных слитков исследовалось влияние способа ЭЛПЕ с порционным сливом жидкого металла на химическую макро- и микронеоднородность слитков. В табл. 3 приведены результаты химического анализа исследованных слитков. Исходя из них, можно заключить, что практически все легирующие элементы равномерно распределены как в продольном, так и в поперечном направлениях. Следует также отметить, что происходит изменение химического состава, в особенности содержания хрома, в меньшей мере — алюминия и титана.

Таблица 2. Значения коэффициентов ликвации элементов

Марка сплава	Метод плавки	W	Mo	Co	Cr	Ti	Al	Nb	Fe	Ni
ЭП-975	ВДП	-1,18	-	-1,06	-1,14	1,65	-	1,31	-	-
	ЭЛПЕ	-1,14	-	-1,04	-1,09	1,02	-	1,04	-	-
IN 718	ВДП	-	1,3	-	-1,2	2,3	1,0	4,3	-1,3	1,02
	ЭЛПЕ	-	1,1	-	-1,2	2,2	0,8	2,2	-1,3	1,0





Таблица 3. Химический состав жаропрочных сплавов после ЭЛПЕ

Марка сплава	Содержание, %										
	C	W	Mo	Co	Cr	Ti	Al	Nb	Fe	Si	Mn
ЭИ 698:											
исходный	0,05	–	3,3	–	15,7	2,7	1,75	2,1	–	–	–
после ЭЛПЕ	0,047	–	3,4	–	15,5	2,6	1,6	2,2	–	–	–
ЭП-741:											
исходный	0,055	6,9	2,6	16,2	9,3	1,52	4,9	1,45	0,15	0,27	0,004
после ЭЛПЕ	0,055	6,8	2,7	16,4	8,9	1,6	4,86	1,55	0,15	0,3	Сл.
ЭП-975:											
исходный	–	7,0	1,2	11,7	7,5	2,7	4,0	1,7	–	–	0,5
после ЭЛПЕ	–	7,5	1,3	11,9	7,0	2,8	3,7	1,8	–	–	0,02
IN 718:											
исходный	–	–	3,0	–	17,4	0,85	0,5	5,1	18,5	–	–
после ЭЛПЕ	–	–	3,2	–	17,0	0,85	0,45	5,5	18,0	–	–

Исследование распределения основных легирующих элементов по сечению и высоте слитков показало полное отсутствие зональной ликвации. Результаты контроля химического состава металла свидетельствуют о том, что при оптимальных технологических параметрах содержание практически всех элементов находится в пределах требований технических условий.

Ввиду того, что при выплавке расходуемых электродов жаропрочных сплавов применяли исходные материалы, весьма чистые по примесям цветных металлов, их содержание в исследованных слитках не определялось.

Анализ содержания газов в слитках жаропрочных сплавов показал лишь незначительное снижение содержания азота и кислорода при переплаве по оптимальным технологическим режимам. При этом четкой зависимости содержания газов в литом металле от скорости плавки и диаметра выплавляемого слитка не обнаружено.

После ЭЛПЕ с порционным сливом жидкого металла происходит глубокое удаление водорода и его остаточное содержание составляет не более 0,0004... 0,0009 % вне зависимости от исходного в переплавляемой заготовке.

Результаты расчетов по математической модели (1) и экспериментальных плавки показали, что получение методом ЭЛПЕ химически и физически гомогенных, с плотной мелкокристаллической структурой слитков достигается при небольшом удельном расходе электроэнергии  $Q_{уд}$  и незначительных потерях металла на испарение  $q$ . Эти показатели практически находятся на уровне показателей для прямого переплава заготовки в кристаллизатор с площадью поперечного сечения такой же, как в промежуточной емкости. При оптимальных параметрах технологического процесса удельный расход электроэнергии составляет 1,5... 2,5 кВт·ч/кг, а потери металла на испарение и разбрызгивание 1... 2 % (рис. 9, 10).

Таким образом, математическое моделирование тепловых процессов в слитке при его изготовлении электронно-лучевой плавкой с порционной кристаллизацией расплава позволило определить оптимальные значения технологических параметров

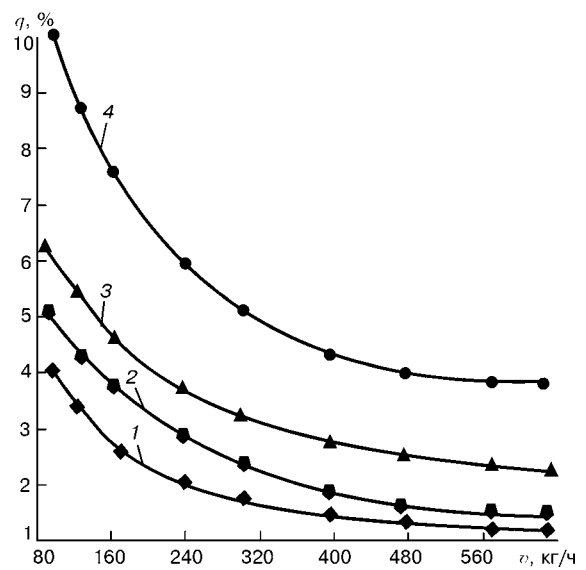


Рис. 10. Общие потери металла на испарение в зависимости от скорости плавки: 1 – диаметр слитка 400 мм; 2 – 630 мм; 3 – 850 мм; 4 – 1100 мм

процесса, гарантирующих получение качественных слитков жаропрочных никелевых сплавов с однородной мелкозернистой структурой. Исследование качества металла слитков, выплавленных на оптимальных технологических режимах из сплавов ЭП698, ЭИ741, ЭП975 и IN 718, подтвердило их высокую химическую и структурную однородность и более низкую ликвацию легирующих элементов по сравнению со слитками ВДП.

1. *Рафинирующие* переплавы стали и сплавов в вакууме / В. А. Бояршинов, Ал. Г. Шалимов, А. И. Щербаков и др. – М.: Металлургия, 1979. – 304 с.
2. *Коутс В. Г.* Деформация жаропрочных сплавов // Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – С. 354–383.
3. *Формирование* слитка при электронно-лучевом переплаве / Н. П. Тригуб, А. Я. Дереча, А. Л. Тихоновский, Д. А. Козлитин // Пробл. спец. электрометаллургии. – 1985. – № 1. – С. 45–49.
4. *Электронно-лучевая* плавка / Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Козлитин Д. А. и др. – Киев: Наук. думка, 1997. – 265 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 16.12.2003



# МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ ОСАЖДЕННОГО ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Fe–Cu

Т. Т. Могильникова, Л. М. Нероденко, Б. А. Мовчан

Методом внутреннего трения определен микроскопический предел упругости трехслойного композиционного материала, полученного электронно-лучевым испарением и последующей конденсацией в вакууме. Исследована зависимость микроскопического предела упругости от чередования слоев. Установлено, что конденсаты Fe/Cu/Fe и Fe/Cu характеризуются наличием двух микроскопических пределов упругости. Высказано предположение о взаимосвязи микроскопических пределов упругости со структурой каждого слоя.

Microscopic limit of elasticity of a three-layer composite material, produced by electron beam evaporation and subsequent condensation in vacuum was determined by a method of internal friction. Dependence of a microscopic limit of elasticity on alternation of layers was studied. It was established that condensates Fe/Cu/Fe and Fe/Cu are characterized by the presence of two microscopic limits of elasticity. Assumption was made about interrelation of microscopic limits of elasticity with a structure of each layer.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое испарение; трехслойные конденсированные материалы; микроскопический предел упругости; логарифмический декремент затухания.

В микрослойных конденсатах протяженность границы раздела между разнородными слоями в значительной мере определяет механические свойства материала. В работе [1] отмечалось, что структура границы раздела между чередующимися слоями (при толщине слоя  $h > 10$  мкм) подобна большеугловой границе между зёрнами в поликристаллах. Так как микрослойные конденсаты имеют поликристаллическую структуру, средний размер зёрна в которых пропорционален толщине слоя, возможно путем изменения последней варьировать размер

зёрна и, следовательно, механические свойства материала, чувствительные к структуре. С увеличением толщины чередующихся слоев и, как следствие, уменьшением протяженности границы раздела возрастает роль свободной поверхности в определении механических свойств материала.

Цель настоящей работы — исследовать влияние состава, взаимного расположения слоев на микроскопический предел упругости  $\tau_s$  трехслойных конденсатов в условиях испытания при комнатной температуре.

Микрослойные конденсаты (МСК) Fe/Cu/Fe и Cu/Fe/Cu в форме листа получали независимым испарением железа и меди в вакууме по методике, описанной в работе [2]. Исходным материалом служили слитки армо-железа двойного электронно-лучевого переплава и меди чистотой 99,99 %. С целью получить равновесную структуру осажденные осуществляли на подложку, нагретую до 600 °С. Объемное содержание железа и меди и толщина чередующихся слоев в микрослойных конденсатах приведены в таблице.

Плоские образцы, изготовленные из полученного материала, длиной 25 мм, шириной 3 мм и толщиной ~ 0,43 мм предварительно подвергали механическому шлифованию с обеих сторон для достижения одинаковой толщины внешних слоев. Для снятия механических напряжений образцы отжигали в вакууме при температуре 600 °С в течение часа. По результатам металлографических исследований [3] установлено, что в слоях железа формируется структура в виде столбчатых кристаллитов толщи-

Микрослойные конденсаты	$V_{Fe}/V_{Cu}$ *	$\tau_{s1}$ , МПа	$\tau_{s2}$ , МПа	$h_{Fe}$ , мкм	$h_{Cu}$ , мкм
Fe/Cu/Fe	0,59/0,41	14,6	26,6	127	180
	0,58/0,42	14,6	27	125	180
	0,57/0,43	12,5	28	118	180
Cu/Fe/Cu	0,58/0,42	11	–	250	90
	0,59/0,41	11,9	–	250	85
	0,62/0,38	15	–	250	57
Fe/Cu	0,5/0,5	9,79	19,6	225	225
	0,5/0,5	9,2	20,2	220	220
	0,5/0,5	10,3	22,4	250	250
Железо	–	4,9	–	–	–
Медь	–	~ 2,9	–	–	–

\*  $V_{Fe}$  и  $V_{Cu}$  — объемное содержание железа и меди.



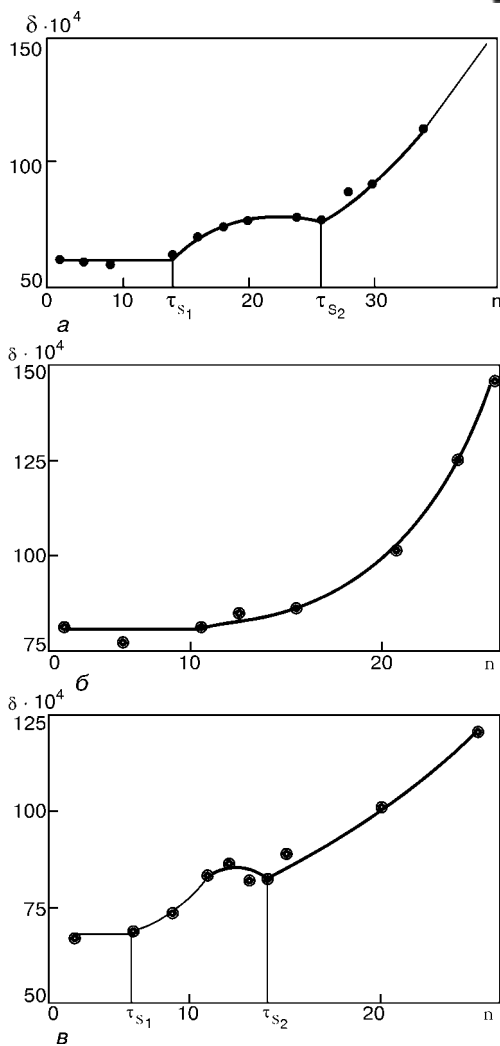
ной 13... 14 мкм, в слоях меди — равноосные зерна размером 22... 27 мкм. Дополнительный отжиг при 600 °С не приводит к изменению размера или формы зерна. Вследствие незначительной взаимной растворимости железа и меди в твердом состоянии между слоями образуется четкая концентрационная граница.

Микроскопический предел упругости определяли методом внутреннего трения. Мерой внутреннего трения служил логарифмический декремент затухания  $\delta$ , измеряемый при одновременном приложении к образцу периодических свободно затухающих крутильных колебаний и монотонно нарастающего в пределах макроупругости закручивания [4]. Предел упругости соответствует минимальному напряжению сдвига, при достижении которого наблюдается возрастание внутреннего трения, т. е. происходит микропластическая деформация [5]. Частота колебаний 1... 1,25 кол/с. Максимальная относительная деформация, возникающая под воздействием знакопеременного напряжения, составляла  $\sim 10^{-5}$ . Скорость нарастания дополнительного касательного напряжения не превышала 1,55 МПа/с. Наибольшее касательное напряжение было ниже 1/2 предела упругости при деформации сдвигом. Для каждого варианта объемного соотношения содержащихся компонентов испытывали по три образца. Результаты измерений  $\tau_{s1}$  и  $\tau_{s2}$  приведены в таблице.

На рис. а представлена зависимость декремента затухания трехслойного конденсата Fe/Cu/Fe от числа колебаний  $n$  (величина дополнительного касательного напряжения пропорциональна числу колебаний). Как видно,  $\delta$  немонотонно изменяется по мере нарастания касательного напряжения. При достижении напряжения 14,6 МПа декремент затухания резко возрастает, при дальнейшем повышении напряжения до 26,6 МПа происходит второе резкое увеличение  $\delta$ . Таким образом, в МСК наблюдаются два микроскопических предела упругости  $\tau_{s1}$  и  $\tau_{s2}$ . При этом  $\tau_{s2}$  почти вдвое превосходит  $\tau_{s1}$ .

Понятно, что на механические свойства конденсата влияет не только количественное соотношение входящих в него компонентов, но и их взаимное расположение. Для сравнения исследования были выполнены на МСК Cu/Fe/Cu с таким же содержанием железа и меди, но с другим чередованием слоев (Fe/Cu/Fe). На рис. б представлены результаты измерения  $\delta = f(n)$ . Как видно, конденсат Cu/Fe/Cu в отличие от Fe/Cu/Fe имеет только один микроскопический предел упругости, равный 11,9 МПа.

Поверхность раздела является характерным элементом структуры МСК и оказывает влияние на механические свойства материала, поэтому представляло интерес выявить влияние границы на микроскопический предел упругости. С целью уменьшить протяженность межфазной границы из трехслойных конденсатов путем шлифования одного из поверхностных слоев получали двухслойные материалы с одной межфазной границей. В результате



Зависимость декремента затухания трехслойных конденсатов Fe/Cu/Fe (а), Cu/Fe/Cu (б) и двухслойного конденсата Fe/Cu (в) от числа колебаний

исследования установлено, что двухслойный конденсат Fe/Cu характеризуется наличием двух микроскопических пределов упругости, равных соответственно  $\tau_{s1} = 9,8$  МПа и  $\tau_{s2} = 20,7$  МПа ( $\tau_{s1}$  и  $\tau_{s2}$  — усредненные значения по данным измерений на трех образцах), отличающихся по величине в два раза (рис. в). Уменьшение протяженности межфазной границы приводит к снижению микроскопического предела упругости двухслойного конденсата по сравнению с соответствующими значениями как для Fe/Cu/Fe, так и для Cu/Fe/Cu. В то же время  $\tau_{s1}$  конденсата Fe/Cu в два раза превосходит  $\tau_{s1}$  конденсата чистого железа и в три раза — конденсата чистой меди. Повторное нагружение во всех случаях приводит к значительному повышению микроскопического предела упругости. Из таблицы видно, что конденсаты Fe/Cu/Fe и Cu/Fe/Cu с одинаковым объемным содержанием компонентов отличаются значением микроскопического предела упругости. Так,  $\tau_{s1}$  конденсата Fe/Cu/Fe почти на 20 % выше  $\tau_{s1}$  конденсата Cu/Fe/Cu. Это согласуется с тем, что конденсированный материал



Fe/Cu/Fe имеет более высокие значения предела текучести и предела прочности по сравнению с конденсатом Cu/Fe/Cu, измеренных при растяжении [3].

Выявление механизмов, обуславливающих поведение каждого слоя в зависимости от их взаимного расположения, выходит за рамки настоящей работы. Можно предположить, что на наличие двух микроскопических пределов упругости конденсатов Fe/Cu/Fe и двухслойных Fe/Cu могут влиять несколько факторов. Несомненно, механические свойства конденсатов определяются структурным состоянием каждого слоя, которое обусловлено многими факторами: толщиной слоев, физико-химическим взаимодействием на поверхности раздела, уровнем термических напряжений, возникающих в чередующихся слоях при остывании конденсата от 600 °С (температура подложки) до комнатной температуры вследствие существенного различия термических коэффициентов линейного расширения микрослоев. В отличие от микрослойных равнотолщинных конденсатов в данном случае существенное влияние может оказывать состояние поверхностного слоя, которое зависит также от многих факторов.

#### Выводы

1. Определено, что значение  $\tau_s$  трехслойных конденсатов Fe/Cu/Fe и Cu/Fe/Cu, полученных

электронно-лучевым испарением и последующей конденсацией в вакууме, зависит от чередования слоев.

2. Установлено наличие двух микроскопических пределов упругости для трехслойных конденсатов Fe/Cu/Fe и двухслойных Fe/Cu.

1. Мовчан Б. А., Гречанюк Н. И. Структура и некоторые свойства микрослойных конденсированных материалов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1984. — Вып. 20. — С. 68–73.
2. Мовчан Б. А. Получение новых неорганических материалов путем конденсации паровой фазы в вакууме // Вестник АН СССР. — 1985. — № 7. — С. 21–29.
3. Особенности деформации трехслойных конденсатов системы Fe/Cu / И. В. Бернадская, Л. М. Нероденко, Т. А. Молодкина, Б. А. Мовчан // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 4. — С. 55–60.
4. Грабер Р. И., Могильникова Т. Т. К вопросу об определении предела упругости реальных твердых тел // Физика металлов и металловедение. — 1962. — 13, № 2. — С. 314–315.
5. Грабер Р. И., Могильникова Т. Т. Размножение дислокаций при совместном воздействии периодических и нарастающих напряжений // Кристаллография. — 1969. — 14, № 1. — С. 137–139.

Национальный научный центр

«Харьковский физико-технический институт»

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

Поступила 24.10.2003

## НОВАЯ КНИГА

### Л. С. Киреев, В. В. Пешков, В. Ф. Селиванов Физико-химия процесса получения пористо-компактных материалов на основе титана.

Под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2003. — 354 с.



В монографии представлены особенности диффузионной сварки титановых пористо-компактных заготовок. Рассмотрено влияние на формирование соединения и уплотнение пористого материала технологических параметров сварки, микроструктуры соединяемых материалов, физико-химического состояния свариваемых поверхностей. Полученные результаты позволили оптимизировать параметры процесса диффузионной сварки пористых и компактных титановых заготовок.

Рассматривая задачу придания пористым заготовкам свойств металлокерамики, авторы провели анализ условий, обеспечивающих насыщение пористого материала по всему объему, выполнили комплекс исследований, дающих информацию о зависимости характеристик как пористого титана, так и сварочного соединения в целом от параметров химико-термической обработки.



УДК 669.187.526.002.6

# СУБСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ ТУГОПЛАВКИХ ОКСИДОВ

О. П. Шаламберидзе, К. Г. Хаханашвили,  
Т. П. Ломая, А. В. Демчишин

На базе экспериментальных данных о фазовом составе вакуумных конденсатов  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$  и  $Y_2O_3$  толщиной до 50 мкм, осажденных при различных температурах подложки, рассмотрены возможные причины стабилизации высокотемпературных модификаций исследованных оксидов при комнатной температуре и предложен механизм их формирования в зависимости от скорости испарения и температуры конденсации.

Using experimental data about the phase composition of vacuum condensates  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$  and  $Y_2O_3$  of up to 50  $\mu m$ , the possible reasons of stabilizing high-temperature modifications of examined oxides at room temperature are considered and a mechanism of their formation depending on the rate of evaporation and temperature of condensation is suggested.

**Ключевые слова:** вакуумные конденсаты; тугоплавкие оксиды; фазовый состав; нестехиометрическая структура; кристаллическая решетка

Авторами работ [1–5], в которых изучалась структура электронно-лучевых вакуумных конденсатов  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$  и  $Y_2O_3$ , было зафиксировано наличие нескольких кристаллических модификаций исследуемых веществ. При определенной скорости кон-

денсации в зависимости от температуры подложки формируются моноклинная, кубическая и тетрагональная модификации диоксида циркония,  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ -,  $\delta$ -модификации оксида алюминия, С-, В- и Н-формы оксида иттрия (рис. 1). Существуют и такие интервалы температур подложки, при которых конденсируются многофазные композиции. В связи с этим вызывает определенный научный ин-

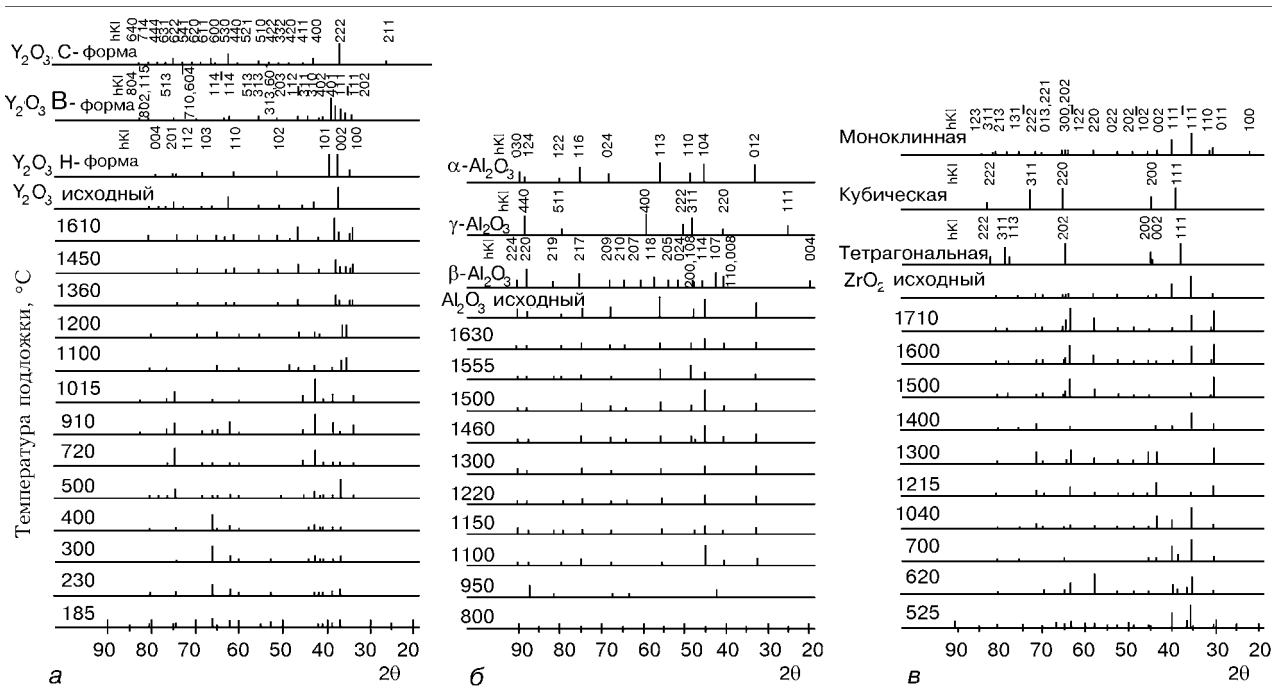


Рис. 1. Штрих-диаграммы дифрактограмм конденсатов толщиной 15...50 мкм: а — оксида иттрия; б — оксида алюминия; в — диоксида циркония

© О. П. ШАЛАМБЕРИДЗЕ, К. Г. ХАХАНАШВИЛИ, Т. П. ЛОМАЯ, А. В. ДЕМЧИШИН, 2004

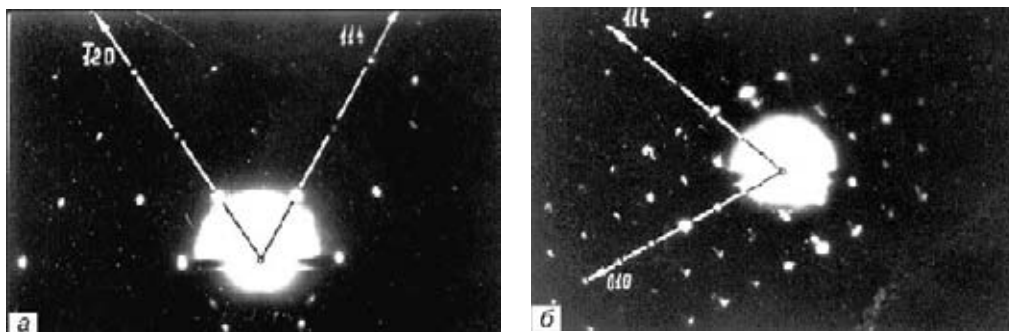


Рис. 2. Электронограммы конденсатов оксида алюминия: *a* — температура подложки 1500 °С ( $\beta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); *б* — температура подложки 1550 °С ( $\beta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ )

интерес тот факт, что высокотемпературные модификации указанных оксидов, которые в нормальных условиях являются термодинамически неравновесными, без превращений существуют при комнатной температуре, чего нельзя сказать об этих материалах в обыкновенном состоянии. Например, диоксид циркония был бы одним из основных огнеупорных материалов, если бы не претерпевал полиморфных превращений, сопровождающихся изменением объема, и следовательно, разрушением изделия.

Ранее в литературе [6] появились сведения об образовании и длительном существовании в тонких пленках термодинамически неравновесных фаз. На этом основании в работе [7] отмечается, что пределы применимости к тонкопленочным системам диаграмм состояний, разработанных для систем массивных материалов, требуют подробного анализа и обсуждения. Эта мысль приобретает особую важность, если учесть, что в нашем случае объектом исследования являются не тонкие пленки, а довольно толстые конденсаты (до 50 мкм). Следовательно, пределы применимости обычных диаграмм состояний не подходят не только к тонкопленочным системам, но и к системам, сформированным путем парофазной технологии вообще.

Образование неравновесных структурных модификаций в процессе вакуумной конденсации  $\text{ZrO}_2$  при температурах, гораздо меньших их термодинамического равновесия, попытались объяснить авторы работы [8] с помощью закалки на холодную подложку осаждаемого материала.

Вопрос стабилизации термодинамически неравновесных модификаций вакуумных конденсатов ту-

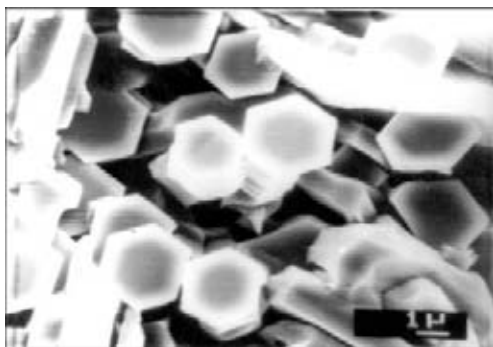


Рис. 3. Структура рельефа естественной поверхности конденсатов оксида алюминия (температура подложки 1550 °С)

гоплавких оксидов при комнатной температуре тесно связан с явлением нестехиометрии [9]. Согласно этой работе образование нестехиометрической фазы какого-нибудь химического соединения не представляет собой ничего исключительного и термодинамически его можно обосновать. Оксидные конденсаты кристаллизуются с дефицитом кислорода (анионные вакансии). Между явлением нестехиометрии и процессами упорядочения точечных дефектов в кристаллической решетке существует прямая связь. Термодинамически неравновесная фаза будет стабилизирована при нормальных условиях, если точечные дефекты будут распределены в решетке упорядочено. Все описанное выше подчиняется научной логике, но некоторые результаты настоящей работы ставят под сомнение эти предположения. В частности, нами при температурах танталовой подложки 1500...1600 °С получены монокристаллические конденсаты оксида алюминия  $\beta$ -модификации (рис. 2). Здесь ни о закалке в процессе осаждения, ни о точечных дефектах не могут идти суждения. Из рис. 3, 4 видно, что имеет место свободное формирование монокристаллов из паровой фазы как дислокационным (рис. 4, *a*), так и нормальным, послойным (рис. 4, *б*) механизмами роста. Поэтому для более глубокого понимания наблюдаемого явления дается новое предположение.

В настоящее время единой теории зарождения и роста конденсатов химических соединений при парофазном осаждении не существует, так как ни одна из теорий не учитывает влияния состава паровой фазы на структуру конденсатов химических соединений, о чем впервые указал Л. С. Палатник [10]. В работе отмечено, что у веществ, в паровой фазе которых обнаруживается присутствие сложных комплексов, вызванное высокой степенью диссоциации при испарении, в конденсатах появляются неравновесные фазы, не свойственные обыкновенному состоянию. В действительности, по данным работ [11, 12], когда химическое соединение испаряется, материал переходит в парообразное состояние не в виде молекул соединений, а в виде их фрагментов. Оксид алюминия в парообразном состоянии содержит фрагменты  $\text{O}$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{Al}$ ,  $\text{AlO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , диоксид циркония —  $\text{O}$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{Zr}$ ,  $\text{ZrO}$ ,  $\text{ZrO}_2$ , а оксид иттрия —  $\text{Y}$ ,  $\text{O}$ ,  $\text{YO}$ ,  $\text{YO}_2$ ,  $\text{Y}_2\text{O}$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

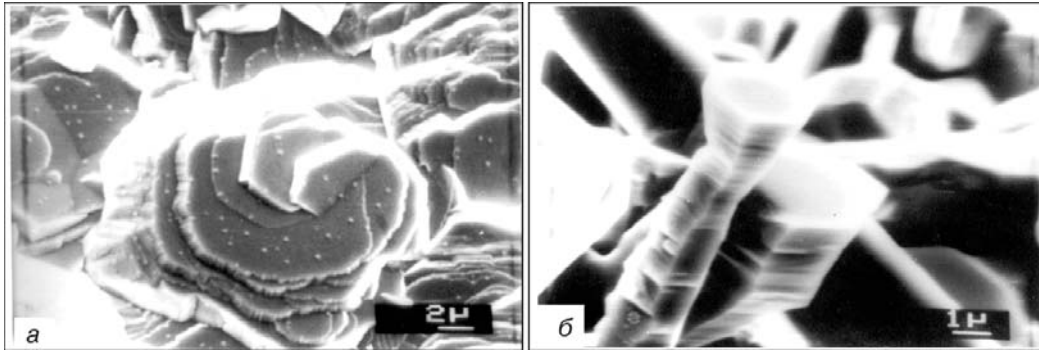


Рис. 4. Структура поперечного излома конденсатов оксида алюминия: *a* — дислокационный механизм роста монокристалла; *б* — нормальный, послойный механизм роста монокристалла

При конденсации эти фрагменты должны рекомбинировать, вероятно, на подложке, вновь образуя соединение. По нашему убеждению, вероятность возникновения той или иной кристаллической модификации будет зависеть от того, какие фрагменты будут вступать в химическую реакцию на подложке при зарождении центров кристаллизации, а это в свою очередь будет зависеть от основных параметров парофазной технологии — скорости испарения и температуры подложки. Первая из них будет определять количественное соотношение различных молекулярных фрагментов в паровой фазе, а вторая — поверхностную подвижность фрагментов на подложке и скорость реакции образования соединения из фрагментов. При постоянной скорости конденсации нами выявлены четыре кристаллические модификации  $Al_2O_3$  из известных двенадцати и все три модификации  $ZrO_2$  и  $Y_2O_3$ . Кроме того, отмечены и такие случаи, когда одна и та же кристаллическая модификация конденсируется в разных температурных интервалах подложки.

Исходя из изложенного выше, можно предположить, что в процессе конденсации при заданной температуре подложки в химическую реакцию вступают определенные пары фрагментов, что впоследствии обуславливает упаковку анионов и катионов в кристаллической решетке и, в конечном итоге, вид кристаллической модификации, который при охлаждении подложки не претерпевает никаких изменений и при комнатной температуре является термодинамически устойчивым. Косвенным доказательством этого предположения служит тот факт, что испаряемый материал, который всегда перегрет выше температуры плавления и остается в тигле, при комнатной температуре представляет собой низкотемпературную, равновесную модификацию. По-видимому, применив термодинамический метод анализа, теоретически можно было бы рассчитать отдельные химические реакции, но, к сожалению,

в литературе нет количественных данных о термодинамических характеристиках отдельных фрагментов, входящих в паровую фазу.

1. *Исследование структуры и некоторых свойств конденсатов  $ZrO_2$ , полученных электронно-лучевым испарением* / Б. А. Мовчан, Ф. Н. Тавадзе, М. Н. Окросашвили и др. // Пробл. спец. электротехнологии. — 1978. — Вып. 9. — С. 78–84.
2. *Окросашвили М. Н., Тавадзе Ф. Н., Шаламберидзе О. П. Исследование структуры и некоторых свойств конденсатов  $Al_2O_3$ , полученных электронно-лучевым испарением* // Там же. — С. 84–88.
3. *Исследование структуры и некоторых свойств вакуумных конденсатов оксида алюминия, полученных электронно-лучевым испарением при высоких температурах подложки* / К. Г. Хаханашвили, Ф. Н. Тавадзе, О. П. Шаламберидзе, Э. Р. Кутелия // Пробл. спец. электротехнологии. — 1987. — № 4. — С. 48–54.
4. *Исследование структуры и некоторых свойств вакуумных конденсатов  $ZrO_2$ , полученных электронно-лучевым испарением при высоких температурах подложки* / К. Г. Хаханашвили, Ф. Н. Тавадзе, О. П. Шаламберидзе и др. // Там же. — № 1. — С. 30–37.
5. *Структура и свойства вакуумных конденсатов оксида иттрия, полученных электронно-лучевым испарением* / К. Г. Хаханашвили, Ф. Н. Тавадзе, О. П. Шаламберидзе и др. // Там же. — 1988. — № 2. — С. 46–50.
6. *Палатник Л. С., Фукс М. Я., Косевич В. М. Механизм образования и субструктура тонких пленок.* — М.: Наука, 1972. — 320 с.
7. *Постников В. С. Микрометаллургия и перспективы ее развития* // Физика и химия обработки материалов. — 1977. — № 1. — С. 53–66.
8. *Исследование влияния отжига на структурные и оптические свойства пленок двуокиси циркония* / В. В. Клячковская, В. И. Хитрова, С. И. Сагитов, С. А. Семилетов // Кристаллография. — 1980. — 25, № 5. — С. 1107–1109.
9. *Коллонг Р. Нестехиометрия.* — М.: Мир, 1974. — 288 с.
10. *Палатник Л. С., Сорокин В. К. Основы пленочного полупроводникового материаловедения.* — М.: Энергия, 1973. — 296 с.
11. *Thermodynamic study of  $Al_2O_3$  using a mass spectrometer* / J. Drowart, G. De Maria, R. P. Burns, M. G. Inghram // J. of Chemical Physics. — 1960. — 32, N 5. — P. 1366–1372.
12. *Куликов И. С. Термодинамика оксидов.* — М.: Металлургия, 1986. — 344 с.

Грузинский технический ун-т, Тбилиси  
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 07.11.2003



УДК 669.187.2.001.3

## ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ПОГЛОЩЕНИЯ АЗОТА ВЫСОКОРЕАКЦИОННЫМИ МЕТАЛЛАМИ

**Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин,  
В. В. Лакомский, В. Ю. Орловский**

На основании проведенных ранее исследований кинетики взаимодействия азота с жидкими высокорреакционными металлами предложен механизм этого процесса, отличный от механизма взаимодействия азота с металлами триады железа. Показано, что лимитирующей стадией процесса поглощения азота высокорреакционными металлами является химико-адсорбционное звено.

On the basis of earlier conducted investigations of kinetics of nitrogen interaction with liquid high-reaction metal, a mechanism of this process has been suggested which differs from a mechanism of nitrogen interaction with metals of iron triad. It is shown that the limiting stage of the process of nitrogen absorption by high-reaction metals is a chemical-adsorption link.

**Ключевые слова:** азот; жидкий металл; адсорбция; лимитирующее звено реакции

Кинетические процессы абсорбции азота высокорреакционными металлами, как об этом свидетельствуют проведенные ранее исследования [1–3], лимитируются химико-адсорбционным звеном и поэтому описываются уравнениями второго порядка. В соответствии с моделями взаимодействия азота с жидкими металлами [4–6], разработанными при исследовании систем азот — металлы триады железа, абсорбция лимитируется диффузионными звеньями и описывается уравнением первого порядка. И только в случае присутствия поверхностно-активных веществ — уравнениями второго порядка.

Для рассмотрения механизма абсорбции азота жидкими высокорреакционными металлами необходимо вначале вспомнить строение жидкости и ее поверхностных слоев. Согласно Ван-дер-Ваальсу [7] жидкость — это реальный газ, сжатый до малого объема под влиянием внутренних межмолекулярных сил. На поверхности жидкости существует при этом тонкий мономолекулярный слой, определяющий адсорбционные свойства и силы поверхностного натяжения. Позже Я. И. Френкель [8] продемонстрировал близость строения жидкостей и твердых тел (вблизи точки плавления) и предположил квазикристаллическое строение жидкостей. Согласно этой теории тепловое движение атомов или мо-

лекул жидкости происходит путем нерегулярных колебаний вокруг положений равновесия. Они не локализируются в одном месте, как в кристалле твердого тела, а периодически меняют свое положение. При этом на поверхности жидкости существует поверхностный слой, толщина которого составляет несколько молекул или атомов [8, 9]. Особые свойства этого слоя и его состояние определяют поверхностное натяжение металла. По данным Гиббса [10] поверхностное натяжение обусловлено активностью металла в поверхностном слое, отличной от активности металла в объеме расплава. Указанные особенности позволили авторам названных работ предположить, что поверхностный слой является отдельной фазой, которой присущи свойства, отличные от свойств всего объема жидкости. Но стоит отметить, что эти предположения строились на исследовании системы жидкость — пар, который состоит из молекул этой же жидкости и находится с ней в состоянии термодинамического равновесия. При переходе к рассмотрению системы жидкий металл — газ необходимо отметить, что, во-первых, расплавленный металл — это немолькулярная жидкость, во-вторых, с ней контактирует не пар, а газ, отличающийся по составу от жидкости. И, в-третьих, не всегда в этих двойных системах достижимо состояние равновесия [11–14]. Поверхностный слой в этом случае контактирует с газовой фазой и в нем





происходит адсорбция атомов газа-адсорбата и передача их в расположенный глубже диффузионный слой. Этот слой называется адсорбционным.

Находящиеся в адсорбционном слое атомы металла имеют свободные силы, направленные как в сторону газовой фазы, так и в сторону металлического расплава (диффузионный слой). Эти силы могут быть использованы при захвате атомов активных газов, способных растворяться в металле. Места или области поверхности металла, способные воспринять атомы газа, и есть вакансии. Эти же вакансии имеются и в объеме жидкой фазы, но там их на два-три порядка меньше, чем в поверхностном слое [11–14]. Поэтому поверхность насыщается адсорбированным компонентом быстрее, чем внутренние массы жидкости. Однако следует отметить, что не каждый атом газа, попавший на адсорбционный слой, будет захвачен атомами металла. Способность металла к захвату атомов газа оценивается плотностью (количеством на единицу площади) вакансий адсорбционного слоя. Известные эмпирические методы оценки этой плотности свидетельствуют о том, что у железа, например, плотность их значительно выше, чем у ниобия и хрома [14].

Атомы металла в адсорбционном слое не статичны, а колеблются относительно их положения в решетке раствора, и чем больше температура расплава (перегрев над линией ликвидус), тем больше амплитуда этих колебаний. С увеличением колебаний атомов металла расстояние между ними изменяется и может создаться ситуация, при которой это расстояние увеличится настолько, что силы связи между атомами могут ослабеть до уровня, позволяющего адсорбированным атомам газа занять освободившееся пространство [11–14].

Согласно нашему представлению, молекула азота, приближаясь к поверхности раздела газ — жидкий металл на расстояние, соизмеримое с ее размером, адсорбируется на поверхности металла, а затем диссоциирует на атомы (рис. 1). Последние располагаются на всей поверхности расплавленного металла, но только атомы газа, попавшие в вакансии, будут захвачены атомами металла. Таким образом,

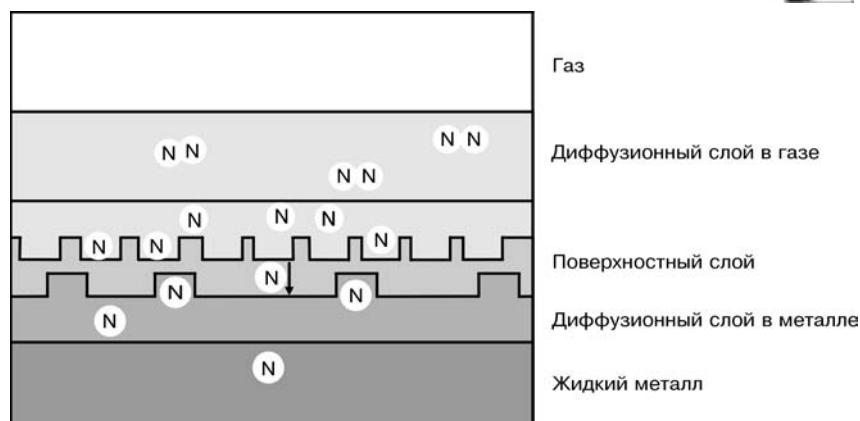


Рис. 1. Схема транспорта азота из газовой фазы в жидкий металл

при подходе атомов газа на достаточно малое расстояние к поверхности металла между ними и атомами адсорбционного слоя возникают силы взаимного притяжения, подобные ван-дер-ваальсовым (физическая адсорбция) или ковалентным (хемосорбция). Захваченные атомы газа со временем перемещаются к вакансиям, находящимся на границе с диффузионным слоем, освобождая при этом вакансии на границе с газовой фазой для захвата следующих атомов газа. Диффузионный слой в дальнейшем воспринимает в свой объем атомы газа, освобождая вакансии на его границе с адсорбционным слоем. В этом слое движение атомов газа происходит путем молекулярной диффузии к тем областям жидкости, которые способны перемещать их уже путем конвективной диффузии. В случае взаимодействия азота с металлами триады железа наблюдается физическая, а с высокорреакционными металлами (хромом, ниобием, ванадием, титаном, цирконием) — химическая адсорбция. Следовательно, на поверхности адсорбционного слоя (а может быть и диффузионного) между атомами азота и металла устанавливаются более прочные связи, чем в случае физической адсорбции. Связи эти сродни ковалентным или ионным и при определенных условиях возможно насыщение их до полного блокирования вакансионных связей металла (или образования нитридов). В этом случае скорость адсорбции азота лимитируется не диффузионными стадиями в газе и жидкости, а процессами, происходящими в химико-адсорбционном слое. Этим и определяется различие в кинетике абсорбции азота различными металлическими расплавами.

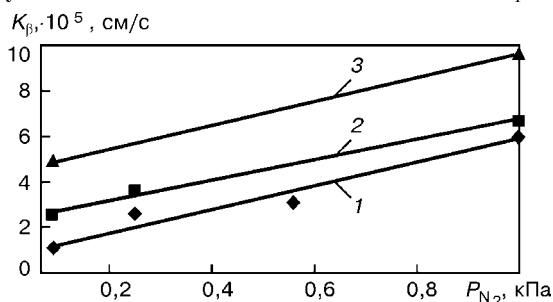


Рис. 2. Зависимость константы скорости реакции поглощения азота жидким ванадием от парциального давления азота: 1 —  $T = 2273$  К; 2 —  $T = 2373$  К; 3 —  $T = 2473$  К

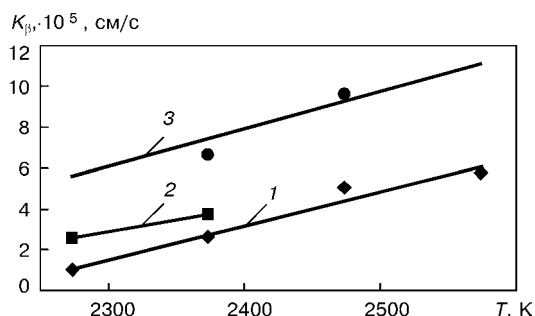


Рис. 3. Зависимость константы скорости реакции поглощения азота жидким ванадием от температуры расплава: 1 —  $P_{N_2} = 0,09$  кПа; 2 —  $P_{N_2} = 0,25$  кПа; 3 —  $P_{N_2} = 1,0$  кПа



**Скорость реакции поглощения азота для различных металлов**

Металл	$P_{N_2}$ , кПа	$T$ , К	$\beta$ , см/с	$K_\beta$ , см/с	
Хром	57,0	2073	$1,20 \cdot 10^{-2}$	–	
	100,0		$2,06 \cdot 10^{-2}$	–	
	100,0		$4,30 \cdot 10^{-2}$	–	
Ниобий	0,05	2923	–	$1,996 \cdot 10^{-3}$	
	1,0		–	$1,475 \cdot 10^{-3}$	
	5,0		–	$1,649 \cdot 10^{-3}$	
	10,0		–	$1,681 \cdot 10^{-3}$	
	29,2		–	$1,931 \cdot 10^{-3}$	
	57,0		–	$2,184 \cdot 10^{-3}$	
	100,0		–	$2,905 \cdot 10^{-3}$	
	0,05		3123	–	$4,499 \cdot 10^{-3}$
	1,0			–	$2,492 \cdot 10^{-3}$
5,0	–	$3,445 \cdot 10^{-3}$			
Ванадий	0,09	2273	–	$1,082 \cdot 10^{-5}$	
	0,25		–	$2,670 \cdot 10^{-5}$	
	0,56		–	$3,110 \cdot 10^{-5}$	
	1,0		–	$6,050 \cdot 10^{-5}$	
	0,09		2373	–	$2,566 \cdot 10^{-5}$
	0,25			–	$3,710 \cdot 10^{-5}$
	1,0			–	$6,690 \cdot 10^{-5}$
	0,09		2473	–	$4,962 \cdot 10^{-5}$
	1,0			–	$9,600 \cdot 10^{-5}$
0,09	–	$5,725 \cdot 10^{-5}$			
Титан	0,09	2373	–	$3,28 \cdot 10^{-5}$	
	6,25		–	$4,30 \cdot 10^{-5}$	
	6,25		–	$5,77 \cdot 10^{-5}$	
25,0	–	–	$1,93 \cdot 10^{-4}$		
Цирконий	0,09	2273	–	$2,78 \cdot 10^{-5}$	
	0,25		–	$6,78 \cdot 10^{-5}$	
	0,56		–	$1,50 \cdot 10^{-4}$	
	0,09		2373	–	$3,54 \cdot 10^{-5}$
	0,25			–	$7,25 \cdot 10^{-5}$
	0,56			–	$1,94 \cdot 10^{-4}$
	1,0		–	$4,26 \cdot 10^{-4}$	
	0,09		2473	–	$4,77 \cdot 10^{-5}$
	0,25			–	$9,40 \cdot 10^{-5}$
0,09	–	$5,35 \cdot 10^{-5}$			

Таков, по-нашему мнению, механизм адсорбции газов высокорекреакционными расплавами. Последовательность реакций, происходящих при этом, выглядит так:

$$\frac{1}{2} \{ G_2 \} = \{ G \} \quad \text{или} \quad \{ G_2 \} = 2 \{ G \}; \quad (1)$$

$$\{ G \} + \{ \langle \text{Вак} \rangle \} = \{ \langle G \rangle \}; \quad (2)$$

$$\{ \langle G \rangle \} + [ \langle \text{Вак} \rangle ] = [ \langle G \rangle ] + [ \langle \text{Вак} \rangle ]; \quad (3)$$

$$\{ \langle G \rangle \} = [ \langle G \rangle ] + [ \langle \text{Вак} \rangle ], \quad (4)$$

где  $\{ G \}$  и  $[ G ]$  — атом растворяемого двухатомного газа в газовой и жидкой фазах;  $\{ \langle \text{Вак} \rangle \}$  и  $[ \langle \text{Вак} \rangle ]$  — вакансии адсорбционного слоя со стороны газовой и металлической фаз;  $\{ \langle G \rangle \}$  и  $[ \langle G \rangle ]$  — атом газа, находящийся в вакансионном положении со стороны газовой и металлической фаз.

Как указывалось ранее [15], возможны два случая поглощения газа жидким металлом в зависимости от механизма диссоциации молекул газа на поверхности металла [16]. В первом случае процесс

поглощения описывается кинетическим уравнением первого порядка

$$\frac{1}{2} \{ N_2 \} = \{ N \};$$

$$\ln \frac{[N]^{II} - [N]_0}{[N]^{II} - [N]} = \frac{S}{V} \frac{k_1^{\rightarrow}}{K_N} \tau, \quad (5)$$

а во втором случае — кинетическим уравнением второго порядка

$$\{ N_2 \} = 2 [ N ];$$

$$\ln \frac{[N]^{II} + [N]}{[N]^{II} - [N]} \cdot \frac{[N]^{II} - [N]_0}{[N]^{II} + [N]_0} = 2 \frac{S}{V} [N]^{II} \frac{k_2^{\rightarrow}}{K_N^2} \tau. \quad (6)$$

Константы скорости процесса абсорбции  $\beta = \frac{k_1^{\rightarrow}}{K_N}$

и  $K_\beta = \frac{k_2^{\rightarrow}}{K_N^2}$ , как следует из уравнений (5) и (6),

включают в себя скорость химико-адсорбционного звена и скорость диффузии азота в металле. Замедление какого-либо из этих процессов и определяет порядок реакции.

Проведенный нами ранее графический анализ кинетических характеристик процесса абсорбции свидетельствует о том, что взаимодействие азота с хромом описывается уравнением первого порядка и значение константы скорости  $\beta$  меньше, чем при взаимодействии с железом, а с ниобием, ванадием, титаном и цирконием — уравнением второго порядка. По-нашему мнению, при взаимодействии азота с высокорекреакционными металлами, когда наблюдается хемсорбция, скорость химико-адсорбционного звена меньше скорости диффузии азота в металле и поэтому описывается уравнением второго порядка.

В подтверждение высказанных предположений нами были определены константы скорости процесса для различных парциальных давлений азота  $P_{N_2}$  и температур (таблица). Приведенные данные свидетельствуют о том, что с увеличением химической активности исследуемых металлов по отношению к азоту значение константы скорости процесса уменьшается в ряду хром→ниобий→ванадий→титан→цирконий. Причем при переходе от ниобия к ванадию и титану — на два порядка, а самый медленный процесс растворения азота — в жидком цирконии.

Величина  $K_\beta$  зависит как от парциального давления азота (рис. 2), так и от температуры  $T$  металлического расплава (рис. 3). Повышение температуры и парциального давления приводит к увеличению значений  $K_\beta$  как в случае поглощения азота жидким ванадием, так и другими высокорекреакционными металлами.

Результаты исследований кинетики растворения азота в жидких высокорекреакционных металлах свидетельствует о том, что с ростом температуры скорость поглощения и равновесная концентрация азота в тех случаях, когда она достигалась, уменьша-



ются, что, естественно, связано с экзотермическим эффектом процесса взаимодействия азота с высокорекрационными металлами. Увеличение парциального давления азота приводит к росту скорости его поглощения и предельной концентрации. Некоторые кинетические кривые имеют «горбы», превышающие предельную концентрацию [1–3]. Подобные кривые были получены при насыщении азотом сплавов на основе железа во время плазменно-дуговой плавки [17, 18]. Такой характер кривой объяснялся кипением расплава, т. е. под воздействием плазменной дуги молекула азота, подходя к поверхности расплава, находится в возбужденном состоянии с определенным запасом нерелаксированной колебательной энергии, в результате чего в металле растворяется количество азота, превышающее его равновесную концентрацию, и избыток азота выделяется из расплава в виде пузырьков.

В нашем случае газ находился в обычном колебательном состоянии и кипения расплава не наблюдалось. Поэтому для объяснения подобных явлений провели дополнительные исследования, при которых расплавленные образцы металла сбрасывались в медный стакан, наполненный водой. Это делалось с целью быстрой фиксации состава и структуры металла взвешенной капли. Содержание азота в металле определяли методом Кьельдаля. При этом растворяли всю каплю металла и получали общее содержание азота.

На рис. 4, 5, *a–в* приведены микроstructures образцов ванадия, выплавленных при парциальном давлении азота 1 кПа и температурах 2173, 2273 и 2373 К. Металло-графические и рентгеноспектральные исследования показали, что при парциальных давлениях  $\geq 0,5$  кПа на поверхности капли образуется слой, насыщенный азотом до концентраций, близких к концентрации азота в нитридах, в то время как в остальной массе металла концентрация азота намного ниже. При увеличении температуры рас-

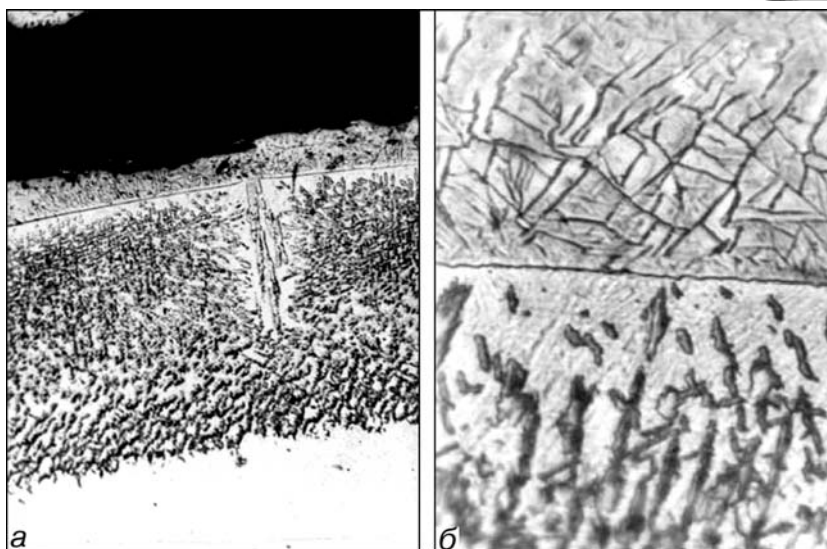


Рис. 4. Микроstructures образца ванадия ( $T = 2173$  К,  $P_{N_2} = 1$  кПа): *a* — верхняя часть образца ( $\times 200$ ); *б* — граница между слоем нитридов и основным металлом ( $\times 1600$ )

плава и парциального давления газа происходит выравнивание концентрации азота по сечению образца.

Из рис. 4 видно, что при температуре 2173 К нитриды находятся на поверхности образца, при температуре 2273 К (рис. 5, *a, б*) все сечение образца пронизано нитридами, а при температуре 2373 К (рис. 5, *в*) азот находится в растворе. При всей условности данных иллюстраций из-за наличия третьей фазы — нитрида они являются весьма показательными.

По всей видимости, наличие «горба» на некоторых кривых [1–3] можно объяснить повышенным содержанием азота в поверхностных слоях жидкого металла.

Взаимодействие азота газовой фазы с указанными выше высокорекрационными металлами протекает не одинаково. Различия касаются скорости самой реакции, которая, согласно существующим положениям кинетической теории [19], может быть медленной (хром), быстрой (ниобий) или мгновенной (ванадий, цирконий, титан).

В результате проведенных исследований разработан механизм поглощения азота жидкими высокорекрационными металлами и выдвинуто предположение о том, что лимитирующей стадией всего процесса растворения азота в высокорекрационных металлах является химико-адсорбционное звено.

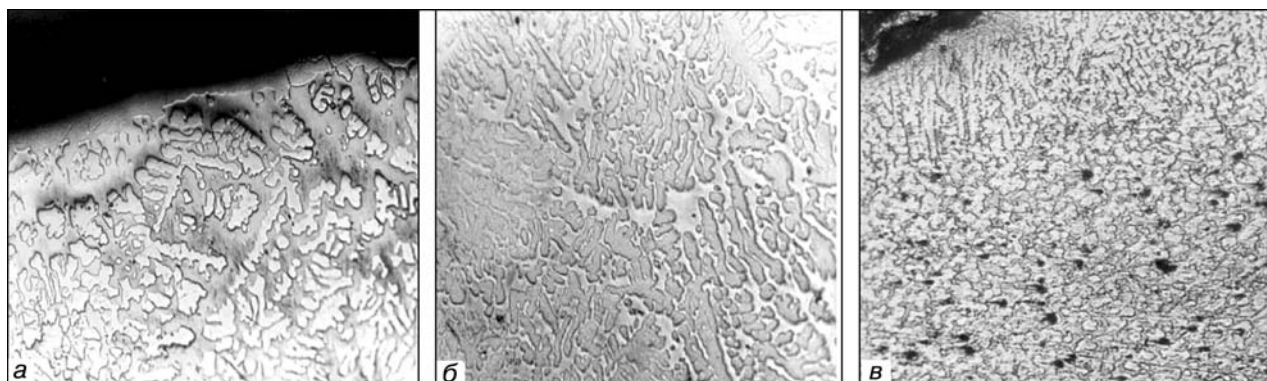


Рис. 5. Микроstructures ( $\times 200$ ) образца ванадия: *a, в* — поверхность образца; *б* — середина образца (*a, б* —  $T = 2273$  К,  $P_{N_2} = 1$  кПа; *в* —  $T = 2373$  К,  $P_{N_2} = 1$  кПа)



1. Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Орловский В. Ю. Абсорбция азота железованадиевыми расплавами и жидким ванадием // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 92–96.
2. Абсорбция азота жидким ниобием / И. И. Стагкевич, М. М. Нероденко, Г. М. Григоренко и др. // Изв. АН СССР. Металлы. — 1991. — № 4. — С. 175–178.
3. Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Орловский В. Ю. Кинетика взаимодействия азота с жидкими цирконием и титаном // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 2. — С. 32–37.
4. Лакомский В. И. Взаимодействие диатомных газов с жидкими металлами при высоких температурах. — Киев: Наук. думка, 1992. — 232 с.
5. Пелке Р. Д., Эллиот Д. Ф. Растворимость азота в жидких расплавах на основе железа // Проблемы современной металлургии. — 1960. — № 6. — С. 3–14.
6. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. — М.: Металлургиздат, 1968. — 283 с.
7. Рид Р., Шервуд Т. Свойства газов и жидкостей. — Л.: Химия, 1971. — 704 с.
8. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. — Л.: Наука, 1975. — 592 с.
9. Гирифельдер Дж., Кертисс Ч., Берд Р. Молекулярная теория газов и жидкостей. — М.: Изд-во иностранной литературы, 1961. — 929 с.
10. Гиббс Дж. В. Термодинамические работы. — М., Л.: ГИТТЛ, 1950. — 492 с.
11. Арсентьев П. П., Колецов Л. А. Металлические расплавы и их свойства. — М.: Металлургия, 1976. — 376 с.
12. Кушин Л. Л. Поверхностные явления в металлах. — М.: Металлургиздат, 1955. — 304 с.
13. Баум Б. А. Металлические жидкости. — М.: Наука, 1979. — 120 с.
14. Минаев Ю. А. Поверхностные явления в металлургических процессах. — М.: Металлургия, 1984. — 152 с.
15. Кинетические особенности растворения азота в высокорективных металлах / В. В. Лакомский, Ю. М. Помарин, В. Ю. Орловский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — № 1–2. — 1994. — С. 75–81.
16. Pehlke R. D., Elliot J. F. Solubility of nitrogen in liquid iron alloys. II Kinetics // Trans. Met. Soc. AIME. — 1963. — 227, N 4. — P. 844–855.
17. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав. — Киев.: Техника, 1974. — 336 с.
18. Григоренко Г. М., Помарин Ю. М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке. — Киев.: Наук. думка, 1989. — 198 с.
19. Рамм В. М. Абсорбция газов. — М.: Химия, 1976. — 654 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 29.10.2003

УДК 669.187.2.002.2

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

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

Индукционным и дуговым способами в печах с медными тиглями и кристаллизаторами выплавлены слитки высокочистого хрома, а также на его основе сплавы с медью и лантаном. Исследованы твердость и температура хрупкого перехода этих сплавов. Показано, что твердость сплавов хрома при содержании 0,15 % мас Cu снижается до 115 МПа, а температура хрупкого перехода — до нуля. В сплавах хрома с 0,25 % мас Cu и добавкой лантана твердость снижается до 100 МПа, а температура хрупкого перехода при 0,15 % мас Cu снижается до  $-20^{\circ}\text{C}$ .

Ingots of high-purity chromium and alloys on its base, containing copper and lanthanum were melted by induction and arc methods in furnaces with copper crucibles and moulds. Hardness and transition temperature of these alloys were investigated. It is shown that the hardness of chromium alloys at 0,15 mass % Cu content is reduced to 115 MPa, and the transition temperature is decreased to zero. In chromium alloys with 0,25 mass % Cu and addition of lanthanum the hardness is reduced to 100 MPa, and the transition temperature at 0,15 mass % Cu is decreased to  $-20^{\circ}\text{C}$ .

**Ключевые слова:** хром; медь; лантан; сплав; твердость; температура хрупкого перехода

После Второй мировой войны возникла необходимость использования компактного хрома в виде слитков, прутков, труб, ленты для нужд новой техники. По оценке ряда иностранных фирм чистота такого хрома должна была быть не менее 99 %. В ряде работ, которые проводились также сотрудниками НАН Украины, было установлено, что хром очень чувствителен к наличию примесей, образующих твердые растворы внедрения (азот, кислород, углерод, водород и др.), содержание которых более  $10^{-4}$  % мас приводит к существенному его охрупчиванию вследствие образования пересыщенных твердых растворов и двухфазных сплавов [1].

Во Всесоюзном институте легких сплавов (г. Москва) выплавлялись слитки «чистого» хрома ВХ-1 с содержанием железа, никеля, меди 0,3 %, углерода 0,05 %, кислорода 0,09 %, азота 0,04 %, а в сумме — 0,48 % контролируемых примесей [2].

Известно, что особо чистый кристаллический хром иодидного рафинирования характеризуется удовлетворительной пластичностью и в некоторых случаях может использоваться в качестве защитных покрытий в окислительных средах и продуктах сгорания топлива. Однако процесс иодидного рафинирования хрома малопроизводительный и дорогостоящий, что значительно ограничивает его использование в защитных покрытиях.

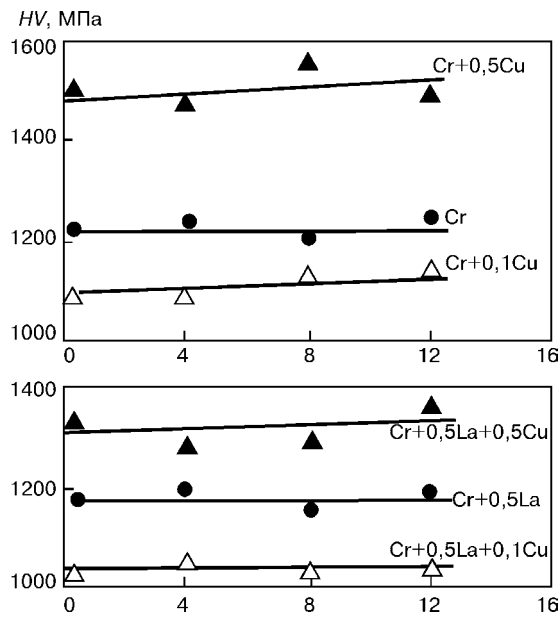


Рис. 1. Изменение твердости по сечению слитков

Поскольку в послевоенные годы для применения в технике требовался компактный хром в слитках чистотой не ниже 99,9 %, нами были начаты работы по созданию плавильного оборудования, на котором можно было бы выплавлять слитки хрома указанной чистоты. Первоначально в Институте металлофизики АН УССР (ИМФ) были созданы индукционные печи с холодными тиглями, позволяющие выплавлять слитки высокочистого хрома диаметром до 40... 45 мм. Эти печи питались от высокочастотных (60... 70 кГц) ламповых генераторов, обеспечивающих мощность на индукторе до 100 кВ·А при установленной мощности на трансформаторах до 170 кВ·А.

В ИМФ была построена и в 1970 г. запущена в эксплуатацию уникальная индукционно-дуговая печь ИДП-70, в которой выплавлялись слитки хрома и его сплавов диаметром 70... 80 мм и массой 8... 10 кг [3]. Для получения таких слитков использовался хром марки ЭРХ. Печь включала две камеры дегазации шихты, а также установки для очистки инертных газов, что обеспечивало чистоту слитков 99,95 %. С помощью дозаторов шихты в печи ИДП-70 можно было на основе высокочистого хрома получать сплавы, содержащие редкоземельные металлы, а также никель, железо, ванадий, титан, марганец, галлий и другие легирующие компоненты. В этой печи выплавлялось до 1 т слитков в год.

Кроме этого, в Институте металлофизики были смонтированы и опробованы в работе еще несколько печей большой мощности. Например, индукционные печи, работающие от одного или двух машинных вертикальных преобразователей частоты на 10 кГц и мощностью 250 кВ·А каждый, а также дуговая печь постоянного тока, имеющая автономную подстанцию на 1200 кВ·А с полупроводниковым выпрямителем до 10000 А. Плавильные печи и вспомогательное оборудование размещены в технологическом корпусе ИМФ на площади 1440 м<sup>2</sup>. В 1990 г.

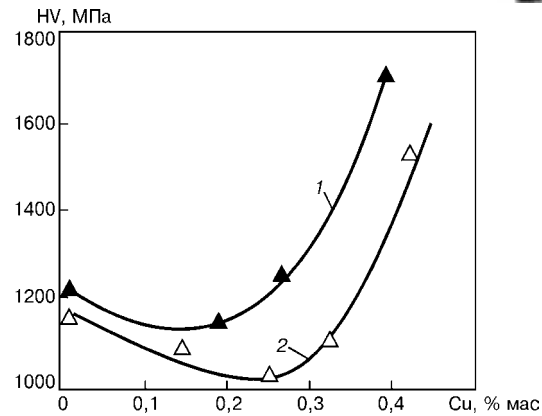


Рис. 2. Влияние меди на твердость хрома (1) и его сплава с 0,5 % мас лантана (2)

этот плавильный участок считался лучшим в Советском Союзе по качеству производимых слитков тугоплавких металлов.

В течение 25 лет (1969–1994 гг.) в отделе технологии сплавов Института металлофизики, которому принадлежало это оборудование, изучали качество слитков и влияние легирующих компонентов на свойства сплавов на основе высокочистого хрома. В 1991 г. в этом институте проводились исследования влияния меди на свойства хрома и его сплавов. Согласно диаграмме состояния, медь в хrome не растворяется и не образует интерметаллидных фаз. Однако поскольку слитки хрома выплавлялись в основном в медных изложницах и кристаллизаторах, возникла необходимость проверки влияния небольших количеств меди на свойства хрома и его сплавов с лантаном, которые наиболее полно изучены в работах [1, 3–6].

В таблице приведено содержание элементов в исследованных сплавах хрома, полученное методами рентгеноспектрального (медь, лантан) и химического (азот, кислород) анализов.

Для обеспечения равномерного распределения по объему слитков медь вводили в шихту в виде лигатуры Cr–10 % Cu. Качество выплавленных слитков контролировали путем измерения твердости HV по их сечению перпендикулярно оси слитков. Из рис. 1 видно, что твердость слитков от центра к периферии изменяется в пределах ошибки экспери-

№ слитка	Состав шихты, % мас	Содержание в слитке, % мас			
		Cu	La	[N]	[O]
1	Cr	0,01	–	0,0051	0,0057
2	Cr+0,1 Cu	0,18	–	0,0056	0,0076
3	Cr+0,2 Cu	0,25	–	0,0074	0,0066
4	Cr+0,3 Cu	0,26	–	0,0013	0,0059
5	Cr+0,5 Cu	0,39	–	0,0062	0,0052
6	Cr+0,5 La	0,07	0,34	0,0074	0,0076
7	Cr+0,1 Cu +0,5 La	0,14	0,24	0,0064	0,0039
8	Cr+0,2 Cu +0,5 La	0,25	0,38	0,0085	0,0020
9	Cr+0,3 Cu + 0,5 La	0,32	0,24	0,0062	0,0034
10	Cr+0,5 Cu+0,5 La	0,43	0,25	0,0063	0,0017

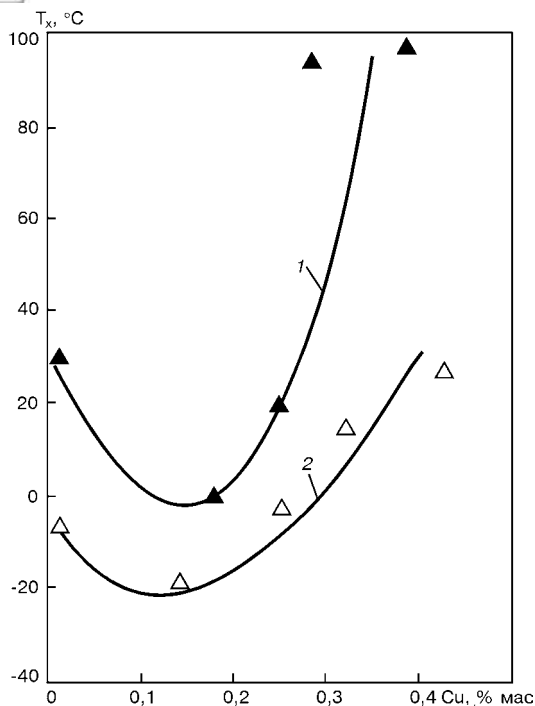


Рис. 3. Влияние меди на температуру хрупкого перехода хрома (1) и его сплава с 0,5 % мас лантана (2)

мента, что свидетельствует об однородности их структуры. Незначительное повышение твердости у периферии слитка наблюдается при содержании меди в чистом хроме до 0,5 % мас.

На рис. 2 приведены зависимости влияния меди на твердость высококчистого хрома и его сплава с лантаном. Как видно, при увеличении содержания меди в хроме до 0,2 % мас твердость сплава снижается, а при дальнейшем повышении ее содержания значительно возрастает. Снижение твердости тройного сплава Cr-La-Cu происходит при повышении содержания меди до 0,25 % мас. Кроме того, сплав тройной системы при таком содержании меди оказывается заметно пластичнее сплава двойной системы (разница в твердости составляет около 250 МПа).

На рис. 3 показаны зависимости температуры перехода из хрупкого состояния ( $T_x$ ) в пластичное от содержания меди в высококчистом хроме и его сплаве с лантаном. В этом случае увеличение содержания меди в меньшей мере влияет на повышение  $T_x$  тройного сплава по сравнению со сплавом Cr-Cu. Для сплава Cr-Cu минимальные твердость и температура хрупкого перехода отмечаются при содержании меди ~ 0,20 % мас.

Слитки (таблица), выплавленные в индукционных печах с холодным тиглем, имеют разные свойства в зависимости от содержания меди и лантана. В высококчистом слитке № 1, куда медь намеренно не вводилась, рентгеноспектральный анализ показал ее содержание 0,01 % мас. В следующие четыре слитка (№ 2–5) медь вводилась с шихтой в количествах 0,1; 0,2; 0,3 и 0,5 % мас. В шестой слиток

вводили только 0,5 % мас La, но и здесь по данным рентгеноспектрального анализа содержание меди составило 0,07 %, т. е. первый и шестой слитки оказались «легированными» материалом медных холодных тиглей печи. В остальные четыре слитка (№ 7–10) медь также вводили в количествах 0,1; 0,2; 0,3 и 0,5 % мас. Кроме этого, в каждый из четырех слитков добавляли по 0,5 % мас La, который улучшает пластичность хрома и его сплавов, однако содержание лантана в этих слитках значительно отличается от исходного в шихте. Это, очевидно, можно объяснить взаимодействием лантана с азотом и кислородом, соединения которых мало растворяются в жидком хроме и могут вытесняться на поверхность слитка. Например, в слитке № 8 содержится 0,38 % мас La, 0,0085 % мас N и 0,0020 % мас O, а в сплаве № 10 содержание этих элементов снизилось: лантана до 0,25 % мас, азота до 0,0063 % мас и кислорода до 0,0017 % мас. На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что медь при ее содержании до 0,2 % мас улучшает пластичность высококчистого хрома и его сплавов с лантаном. Увеличение содержания меди выше 0,25 % мас приводит к существенному возрастанию твердости и температуры хрупкого перехода исследованных сплавов, особенно высококчистого хрома с медью (рис. 2 и 3). Из полученных экспериментальных данных следует, что выплавка хрома в индукционных печах с холодным тиглем без добавок в шихту меди, в наших условиях повышает пластичность высококчистого хрома и его сплавов с лантаном за счет перехода меди из «холодных» тиглей в слитки.

Таким образом, при наличии меди в высококчистом хроме и его сплавах с лантаном в количестве 0,2... 0,25 % мас повышается их пластичность. Эти результаты нами получены впервые и могут быть полезными в случае применения таких сплавов в качестве покрытий для защиты деталей и изделий от окисления, а также при контакте с жидким топливом и пороховыми газами.

1. Трефилов В. И., Фирстов С. А., Мильман Ю. В. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 27 с.
2. Технологическая рекомендация на освоение (Тр. Осв 417-21–82). — Москва: Всесоюзный институт легких сплавов, 1982. — Вып. 1. — 2 с.
3. Рудой А. П., Фиалковский Р. В. Индукционно-дуговой способ плавки металлов // Металлофизика. — 1976. — Вып. 40. — С. 104–106.
4. Влияние редкоземельных металлов на механические свойства хрома / В. Г. Горбач, А. Н. Ракицкий, А. П. Рудой, В. И. Трефилов // Проблемы прочности. — 1972. — № 2. — С. 78–83.
5. Ракицкий А. Н., Рудой А. П. Влияние редкоземельных металлов на температуру хрупкого перехода хрома // Металлофизика. — 1971. — Вып. 36. — С. 59–60.
6. Рудой А. П., Мельник В. Х., Портнов А. П. Свойства сплавов на основе высококчистого хрома // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 46–47.

Ин-т металлофизики НАН Украины, Киев

Поступила 29.10.2003



УДК 669.187.2.001.2; 669.15 74-189-154

## СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ КРЕСТОВИН ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ СТРЕЛОЧНЫХ ПЕРЕВОДОВ

М. И. Гасик

Обобщены результаты фундаментальных и прикладных исследований в рамках материаловедческой проблемы повышения качества стали 110Г13Л (стали Гадфильда) для получения цельнолитых крестовин и сердечников стрелочных переводов магистральных и отраслевых железнодорожных путей.

Results of fundamental and applied studies in the scope of materials science problem of increasing the quality of steel 110G13L (Hadfield steel) to produce all-cast frogs and cores of switches of main and branch railway tracks are generalized.

**Ключевые слова:** сталь Гадфильда; стрелочные переводы; параметры кристаллических решеток; карбиды; карбофосфиды; энергия дефекта упаковки; аустенит; неметаллические включения; фракционный газовый анализ включений; физико-химическое моделирование; технология электроплавки стали

### Актуальность проблемных задач материаловедения стали Гадфильда

Высокомарганцевая сталь Гадфильда широко применяется для отливок крестовин и сердечников стрелочных переводов, являющихся основными элементами конструкции железнодорожного пути [1, 2]. При развернутой эксплуатируемой длине магистральных путей 22,56 тыс. км количество стрелочных переводов превышает 50 тыс. единиц. Масса отливки сердечника в зависимости от типоразмера составляет от 0,2 до 0,6 т, а цельнолитых крестовин — до 1,2 т. Срок службы крестовин от их установки до изъятия из пути из-за наличия дефекта контактной усталости, повышенного износа и других видов отказа не превышает 2–3 лет. Одной из главных причин относительно низкой эксплуатационной стойкости крестовин является фактор качества металла. Несмотря на проведенные ранее системные исследования по совершенствованию сквозной технологии производства крестовин, включающей выплавку стали в дуговых электропечах, отливку и термическую обработку [1, 3], выход товарных крестовин первой группы качества по требованиям межгосударственного стандарта ГОСТ 7370–98 (табл. 1) не превышал 15 %.

Решение проблемной задачи улучшения качества крестовин из стали Гадфильда с целью обеспечить безопасность движения поездов и повысить их скорость выходит за национальные рамки и имеет геополитическое значение. Из девяти кипрских транспортных коридоров три — железнодорожные проходят по территории Украины и поэтому их рассматривают как пути интеграции нашей страны в Европу. Ниже изложены результаты металлофизических, физико-химических и технологических исследований по проблеме материаловедения крестовин из высокомарганцевой углеродистой аустенитной стали (стали Гадфильда).

### Дифракционное исследование влияния термовременной обработки на структурное состояние жидкой стали 110Г13Л

Структура жидкой стали во многом определяет термокинетические особенности протекания окислительно-восстановительных реакций в различные периоды электроплавки, а также предопределяет кристаллическую структуру, комплекс физико-ме-

Таблица 1. Требования ГОСТ 7370–98 к качеству отливок крестовин и сердечников из стали 110Г13Л

Группа качества	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , <sup>2</sup> МДж/м <sup>2</sup>
I	>880	355	>30	>27	>2,5
II	780...880	355	25...30	22...27	2,0...2,5
III	690...780	355	16...25	16...22	1,7...2,0

ханических свойств и эксплуатационные характеристики крестовин и отливок другого функционального назначения.

В работе [4] исследовано влияние термовременной обработки расплава стали 110Г13Л (13,8 % Mn; 1,02 % C; 0,3 % Si; 0,08 % P и 0,02 % S) при температурах 1773 и 1973 К. Структурное состояние жидкой стали экспериментально определяли на высокотемпературном автоматическом рентгеновском дифрактометре Института металлофизики НАН Украины.

При получении дифракционными методами сведений о взаимном расположении атомов жидкости исходят из сферической симметрии усредненного радиального размещения атомов. Характеристикой структуры жидкой стали является функция радиального распределения атомов (ФРРА)  $\rho(r)$ , которая не зависит от начала отсчета и при ее определении движение атомов несущественно.

По экспериментальной измеренной интенсивности рассеяния рентгеновских лучей  $I(S)$  рассчитывали ФРРА по выражению

$$4\pi r^2 \rho(r) = 4\pi r^2 \rho_0 + \frac{2r}{\pi} \int_0^\infty \left( \frac{1(S)}{f^2(S)} - 1 \right) S \sin SrdS, \quad (1)$$

где  $\rho_0 = N/V$  — средняя плотность атомов ( $N$  — число атомов в объеме  $V$ );  $r$  — расстояние от произвольно выбранного атома;  $f$  — фактор когерентного рассеяния;  $S = 4\pi\lambda^{-1} \sin \Theta$  ( $\Theta$  — половина угла рассеяния;  $\lambda$  — длина волны монохроматических рентгеновских лучей).

Существенная упорядоченность в распределении атомов в жидкой стали проявляется в четко выраженном первом дифракционном максимуме структурных факторов. Сравнение структурных факторов и ФРРА стали 110Г13Л при температурах 1773 и 1923 К показало, что оба параметра имеют характерную сложную форму второго максимума, выражающуюся в асимметрии либо наплыве со стороны больших углов. Первый максимум ФРРА также имеет сложную форму с асимметрией либо наплывом справа, причем, как будет показано ниже, степень асимметрии зависит от температуры расплава. Для рассматриваемых температур область первого максимума ФРРА охватывает расстояние от 0,20 до 0,34 нм. Этой области отвечают две координационные сферы упаковки, в которых расстояние между атомами составляет 0,257 нм, и лишь одна координационная сфера упаковки с атомами, расположенными на расстоянии 0,261 нм.

Опытные данные подтверждают различие структурных характеристик стали 110Г13Л при температурах 1773 и 1923 К. Первый максимум ФРРА при 1923 К на 15 % больше и симметричнее, чем при 1773 К, что свидетельствует о тенденции к увеличению наиболее вероятного межатомного расстояния и, следовательно, повышению доли плотноупакованных группировок атомов типа ГЦК. Разделение второго максимума ФРРА на два подпика, от-

вечающих третьей и четвертой координационной сферам упаковки группировок атомов типа ГЦК с малым межатомным расстоянием при 1923 К, ослабляется по сравнению с ФРРА при температуре 1773 К. Более четко проявляется третья координационная сфера упаковки атомов типа ГЦК с большим межатомным расстоянием. После тридцатиминутной изотермической выдержки расплава при температуре 1773 К структура стали по своим характеристикам аналогична структуре металла, нагретого до температуры 1923 К.

Таким образом, экспериментальные данные позволили заключить, что повышение температуры и времени изотермической выдержки жидкой стали способствует получению при ее кристаллизации менее дефектной аустенитной структуры и, следовательно, снижению вероятности протекания нежелательных фазовых превращений при эксплуатации крестовин из высокомарганцевой стали 110Г13Л.

### Экспериментальное определение параметров кристаллических решеток железомарганцевых карбофосфидов

Эксплуатационная стойкость крестовин из стали 110Г13Л во многом зависит от ее структурной и химической неоднородности. Избыточные фазы (карбиды, карбофосфиды) выделяются как в интервале температур кристаллизации, так и при охлаждении отливок. Термической обработкой крестовин карбидные и карбофосфидные выделения переводят в твердый раствор аустенита.

В работах [1, 5] изучена особенность формирования железомарганцевых карбидов в стали 110Г13Л, закаленной от 1373 К и подвергнутой отжигу при различных температурах — от 1023 до 713 К. После отжига образцов в структуре стали наблюдали выделение железомарганцевых карбидов. Доля карбидной фазы  $q$  и содержание марганца в ней зависят от температуры отпуска, что следует из приведенных ниже данных:

$T$ , К	1023	948	873	823	723
$q$ , % об	1,8	2,4	2,9	4,4	4,3
[Mn], % мас	17	17	22	27	28

Фазовый состав, параметры кристаллических решеток карбидных и карбофосфидных выделений во многом зависят от содержания в них фосфора. При 0,02 % P избыточные фазы представлены в основном карбидами  $[\text{Fe}, \text{Mn}]_3\text{C}$  с растворенным в них фосфором. С повышением концентрации фосфора в стали состав карбофосфидных образований усложняется. По данным микрорентгеновского анализа предположительно заключили о возможности образования твердых растворов  $[\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y]_3\text{C}(\text{P})_{x_1}$  и  $[\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y]_3\text{P}(\text{C})_{x_2}$ . Рентгеноструктурным анализом (на приборе ДРОН-2) определены пределы растворимости фосфора в карбидах  $\text{Me}_3\text{C}$  и углерода в фосфидах  $\text{Me}_3\text{P}$  при температуре 1373 К, соответствующей температуре изотермической выдержки крестовин при их термичес-





кой обработке. Объектом исследования были синтезированные карбиды  $[\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y]_3\text{C}$  с содержанием марганца от 10 до 40 % и карбофосфиды  $[\text{Fe}_{0,8}\text{Mn}_{0,2}]_3\text{C}_x(\text{P}_{x-1})$  с содержанием фосфора до 2 % и углерода 6,8 %. В расчетах параметры  $a$ ,  $b$ ,  $c$  кристаллических решеток принимали индивидуальными карбидов  $\text{Fe}_3\text{C}$  и  $\text{Mn}_3\text{C}$  принимали равными, нм:

	$a$	$b$	$c$
$\text{Fe}_3\text{C}$	0,453	0,5080	0,4524
$\text{Mn}_3\text{C}$	0,4524	0,5083	0,6744

Установлено, что периоды решеток железомарганцевых карбидов (при отсутствии в них фосфора) подчиняются правилу аддитивности (рис. 1).

Периоды решеток отожженных при температуре 1373 К карбофосфидов  $[\text{Fe}_{0,9}\text{Mn}_{0,1}]_3\text{C}_x(\text{P}_{x-1})$ ,  $[\text{Fe}_{0,7}\text{Mn}_{0,3}]_3\text{C}_x(\text{P}_{x-1})$  и  $[\text{Fe}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}]_3\text{C}_x(\text{P}_{x-1})$  при содержании фосфора до 2 % удовлетворительно аппроксимируются уравнением

$$[a'' b'' c''] = [a' b' c'] + 0,051[\%P]^{1/2} \Pi \left( \frac{[\%P]}{0,09} - 0,045 \right) + 0,056 [\%P] \Pi \left( \frac{[\%P]}{0,91} - 0,545 \right) + \{ 0,056 [\%P] - (1 - N_{\text{Mn}}) \} \Pi [\%P - 1,5],$$

где  $a'' b'' c''$  — параметры решеток карбофосфидов нм;  $a' b' c'$  — параметры решеток карбидов, нм;  $[\% P]$  — массовое содержание фосфора в карбофосфидах;  $\Pi = (x/\alpha - x_0)$  — функция щели;  $N_{\text{Mn}}$  — мольная доля марганца в карбофосфидах  $[\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y]_3\text{C}(\text{P})_x$ .

Как следует из рис. 2, в интервале содержания фосфора до 0,09 % параметры решетки увеличиваются, что может свидетельствовать об образовании фосфором раствора внедрения с расположением атомов фосфора в вакантных октаэдрических междуузлиях ромбической решетки карбидов. При увеличении содержания фосфора с 0,09 до 1 % атомы фосфора занимают как междуузлия, так и позиции атомов железа и марганца в узлах решетки.

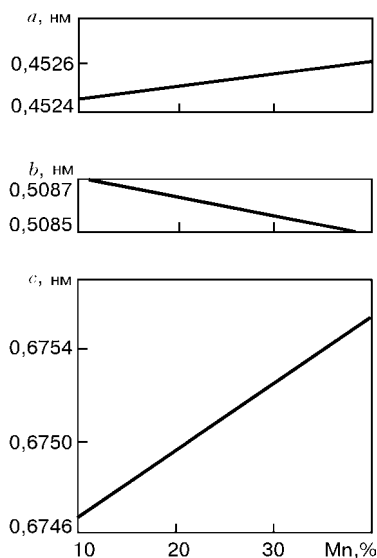


Рис. 1. Изменение параметров решетки комплексных карбидов  $[\text{Fe}_{1-y}\text{Mn}_y]_3\text{C}$  в зависимости от содержания марганца

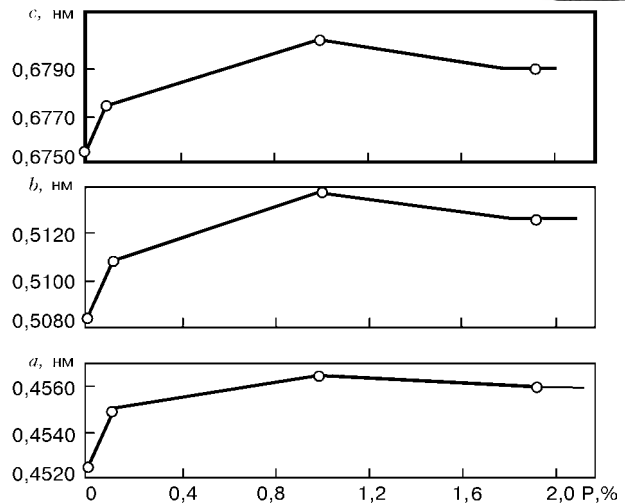


Рис. 2. Изменение параметров решетки карбофосфидов  $[\text{Fe}_{0,8}\text{Mn}_{0,2}]_3\text{C}_x(\text{P}_{x-1})$  в зависимости от содержания фосфора

В третьем концентрационном интервале от 1 % P до предела растворимости его в карбидах (который определяли по появлению на рентгенограммах линии фосфида  $\text{Me}_3\text{P}$ ) атомы фосфора располагаются преимущественно в узлах решетки, замещая атомы железа и марганца.

Таким образом, экспериментально выявленные особенности металлофизической природы карбофосфидных образований в стали 110Г13Л следует учитывать при получении отливок крестовин и выборе параметров их термической обработки.

### Влияние фосфора на энергию дефекта упаковки аустенита стали 110Г13Л

Энергия дефекта упаковки (ЭДУ) является одной из основных металлофизических характеристик аустенитной стали, определяющих вероятность протекания фазовых превращений с образованием  $\epsilon$ -мартенсита [6, 7]. В связи с этим нами проведены теоретические и экспериментальные исследования влияния фосфора на энергию дефекта упаковки. Термодинамическая оценка и экспериментальные исследования влияния фосфора на ЭДУ выполнены совместно с Институтом металлофизики им. В. Курдюмова НАН Украины.

Величину ЭДУ сплавов с ГЦК-решеткой на основе  $\gamma$ -железа можно записать в виде

$$\gamma = \gamma_b + \gamma_m + \gamma_s, \quad (1)$$

где  $\gamma_b, \gamma_m, \gamma_s$  — соответственно матричная, магнитная и сегрегационная составляющие.

Рассматривая твердый раствор, содержащий  $n$  легирующих элементов замещения, как регулярный, матричную составляющую можно определить из выражения

$$\gamma_b = \frac{1}{2(\bar{v})^{2\delta}} \left[ \sum_{i=1}^n \Delta G_{b(i)}^{\gamma \rightarrow \epsilon} x_{b(i)} + \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n x_{b(i)} x_{b(j)} \Delta W_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \right], \quad (2)$$

где  $\Delta G_{b(i)}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  — разность свободной энергии  $\epsilon$ - и  $\gamma$ -фаз  $i$ -го элемента;  $\Delta W_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  — разность параметров вза-

**Таблица 2. Химический состав и механические свойства стали 110Г13Л промышленной выплавки**

Номер плавки	Массовая доля, %						Механические свойства образцов				
	C	Mn	Si	P	S	Al	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %	$KCU_{1,2}$ МДж/м <sup>2</sup>
125	1,12	12,7	0,42	0,07	0,013	0,016	730	439	28	33	2,54
165	1,16	13,7	0,56	0,063	0,011	0,022	919	551	34	50	2,68
145	1,18	13,6	0,54	0,075	0,011	0,030	816	490	28,4	36,3	2,65
137	1,13	14,8	0,74	0,063	0,012	0,053	911	546	34	50	2,79
166	1,16	14,2	0,62	0,074	0,012	0,075	692	416	19	20	2,55

имодействия между  $i$ - и  $j$ -м элементами в  $\epsilon$ - и  $\gamma$ -фазах;  $\bar{v} = \sum_{i=1}^n x_i v_i$  — молярный объем сплава;  $x_{b(i)}$ ,  $x_{b(j)}$  — матричная концентрация  $i$ - и  $j$ -го элементов в сплаве.

Для учета влияния элементов внедрения на ЭДУ сплава воспользовались результатами работы [6]. Тогда выражение для  $\gamma_b$  будет иметь вид

$$\gamma_b = \frac{1}{2(\bar{v})^{2/3}} \sum_{j=1}^m \left[ V_{2cj}^\epsilon - V_{2cj}^\gamma + \frac{\sum_{i=1}^n C_i \left( V_{icj}^\epsilon - V_{2cj}^\epsilon \right) \exp \left[ -\frac{(V_{1cj}^\epsilon - V_{icj}^\epsilon)}{RT} \right]}{\sum_{i=1}^n C_i \exp \left[ -\frac{(V_{1cj}^\epsilon - V_{icj}^\epsilon)}{RT} \right]} - \frac{\sum_{i=1}^n C_i \left( V_{icj}^\gamma - V_{2cj}^\gamma \right) \exp \left[ -\frac{(V_{1cj}^\gamma - V_{icj}^\gamma)}{RT} \right]}{\sum_{i=1}^n C_i \exp \left[ -\frac{(V_{1cj}^\gamma - V_{icj}^\gamma)}{RT} \right]} \right] x_{cj}, \quad (3)$$

где  $V_{icj}^\epsilon, V_{icj}^\gamma$  — энергия взаимодействия атомов внедрения с  $i$ -ым атомом замещения в  $\epsilon$ - и  $\gamma$ -фазах;  $m$  — число атомов внедрения;  $x_{cj}$  — концентрация атомов внедрения  $j$ -го типа.

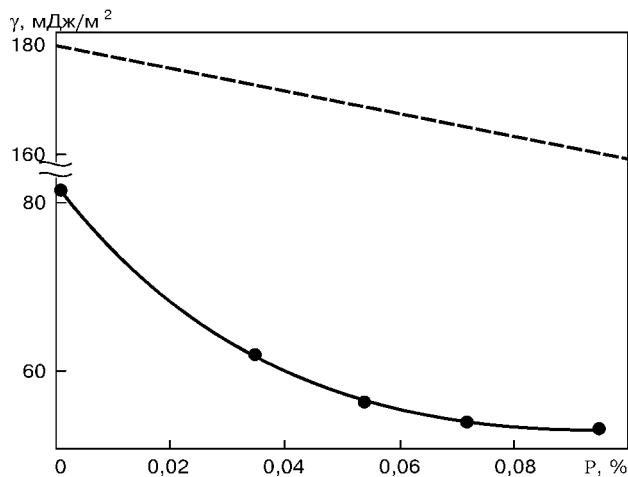


Рис. 3. Влияние фосфора на ЭДУ стали 110Г13Л: штриховая линия — расчетные данные; сплошная — экспериментальные данные

С учетом того, что  $\epsilon$ -фаза, как правило, немагнитна, магнитную составляющую рассчитали по уравнению

$$\gamma_m = \frac{1}{2(\bar{v})^{2/3}} \sum_{i=1}^n \Delta G_{m(i)}^{\gamma \rightarrow \epsilon} x_{b(i)} = - \frac{1}{2(\bar{v})^{2/3}} \sum_{i=1}^n \Delta G_{m(i)}^\gamma x_{b(i)}, \quad (4)$$

где  $G_{m(i)}^\gamma$  — магнитная свободная энергия  $i$ -го элемента, которую определяли по данным работы [7].

Сегрегационную составляющую ЭДУ сплава, определяемую различием концентраций легирующих элементов на дефекте упаковки (ДУ) и в матрице, находим по уравнению

$$\gamma_s = \frac{1}{2(\bar{v})^{2/3}} \sum_{i=1}^n (\Delta G_{s(i)}^c + \Delta G_{s(i)}^e + \Delta G_{s(i)}^s), \quad (5)$$

где  $\Delta G_{s(i)}^c$  — изменение химической энергии за счет сегрегации  $i$ -го легирующего элемента на ДУ;  $\Delta G_{s(i)}^e$  — изменение упругой свободной энергии  $i$ -го элемента при его сегрегации на ДУ;  $\Delta G_{s(i)}^s$  — изменение поверхностной свободной энергии  $i$ -го элемента, вызываемое его неравномерным концентрационным распределением на ДУ и в матрице. Реализуя на персональном компьютере алгоритм этого решения, находим зависимость  $\gamma$  от содержания фосфора в сплаве (рис. 3).

Экспериментальное исследование влияния фосфора при постоянном содержании углерода на энергию дефекта упаковки стали проводили на электронном просвечивающем микроскопе. Значения ЭДУ рассчитывали по частоте появления двойников отжига, образующихся в результате термической обработки стали при 1373 К с последующей закалкой в воде [8]. Сопоставление расчетной и экспериментальной зависимостей влияния фосфора на ЭДУ (рис. 3) показало, что принятая в расчете металлофизическая модель адекватно отражает физическую сущность процесса. Снижение значений ЭДУ с повышением содержания фосфора в стали 110Г13Л приводит к снижению устойчивости структуры и, следовательно, к возрастанию вероятности зарождения мартенсита деформации, что, в свою очередь, обуславливает возникновение микротрещин как в самом аустените, так и на границе его с образующейся  $\epsilon$ -фазой [9].



Таблица 3. Химический состав «металлической» части включений в стали 110Г13Л, раскисленной алюминием (0,022 % Al)

Файл	Содержание, % мас						Химический состав включений, %					
	Al	Mn	Si	Fe	Cr	S	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnS
165-14	54,2	28,2	4,7	12,9	–	–	61,88	22,01	6,08	10,03	–	–
165-18	34,8	22,2	–	43,0	–	–	41,3	18,28	–	37,42	–	–
165-2	26,9	12,7	–	57,4	–	–	34,80	11,67	–	52,93	0,60	–
165-7	12,2	9,6	–	69,4	–	–	16,9	10,88	–	72,24	–	–
165-1	7,8	50,8	4,7	34,1	0,4	7,4	34,07	5,22	50,97	1,89	0,45	100
165-6	6,9	66,5	12,8	11,9	–	1,8	7,5	49,27	15,71	25,18	–	2,36
165-13	4,4	18,3	–	–	–	2,1	18,44	41,96	–	30,51	–	9,09

Таким образом, одним из факторов вредного влияния повышенного содержания фосфора на механические и эксплуатационные свойства стали 110Г13Л является снижение устойчивости аустенита.

### Рентгеноспектральный микроанализ неметаллических включений в отливках из стали 110Г13Л

Одним из главных металлургических факторов, влияющих на качество отливок, является режим раскисления жидкой стали алюминием с контролем остаточного содержания в отливках алюминия, находящегося в твердом растворе и в виде неметаллических включений [1]. Традиционно сталь 110Г13Л раскисляют алюминием, однако его остаточное содержание в условиях промышленного производства железнодорожных крестовин не определяют. Вместе с тем, уровень содержания алюминия в стали перед разливкой в значительной мере влияет на количество и вид оксидных, оксисульфидных и сульфидных включений, характер их распределения в структуре литого металла и, в итоге, на качество отливок.

Ниже обобщены результаты выполненных нами обширных исследований химического состава неметаллических включений, избыточных фаз выделений. Объектом исследования были образцы стали 110Г13Л пяти промышленных плавов (табл. 2). Сталь выплавляли в дуговой электропечи основным процессом на свежей шихте с окислением углерода. Шлифы изготавливали из образцов после механических испытаний металла по ГОСТ 7370–98.

Методика определения химического состава включений на приборе РЭММА-101А заключалась в следующем [10]. Шлифы с отполированной поверхностью (без травления) помещали в обойму камеры микросонда. Затем последовательно в полях зрения определяли группы однотипных включений. По программе рассчитывали концентрацию «металлических» элементов в составе включений (шпинелей, оксисульфидов или сульфидов). Для повышения достоверности результатов информацию о химическом составе «металлической» части включений исследовали на 20–30 включениях на шлифах от каждой плавки. По содержанию «металличес-

ких» элементов в составе включений рассчитывали химический состав каждого включения, исходя из того, что тот или иной элемент должен присутствовать в виде Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MnO (или MnS), CaO, TiO<sub>2</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (табл. 3).

Кроме указанных в табл. 3 элементов, при сканировании в каждом включении проверяли содержание титана и кальция. Исследовано всего 115 включений, в том числе в образцах стали с содержанием 0,016 % Al — 15 включений; 0,022 % Al–30; 0,030 % Al–20; 0,053 % Al–30 и 0,075 % Al–20.

При суммарном содержании алюминия в стали в пределах от 0,016 до 0,075 % химические составы оксидных включений можно привести к системе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (FeO)–MnO.

Таким образом, в процессе кристаллизации стали 110Г13Л, раскисленной алюминием при большом удельном его расходе, в отливках крестовин и сердечников формируются включения с высоким содержанием Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MnO, что создает предпосылки для образования твердых шпинелидных растворов системы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–MnO–FeO(Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

### Идентификация типов оксидных включений в отливках крестовин из стали 110Г13Л

В Институте металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН разработан и широко применяется новый метод идентификации типов оксидных включений по эволюграммам фракционного газового анализа (ФГА) [11, 12].

Метод ФГА представляет собой модификацию восстановительного плавления образца стали в графитовом тигле в токе несущего газа при заданной линейной скорости нагрева. Аналитическая процедура ФГА на газоанализаторе ТС-436 фирмы LECO, позволяющем проводить фракционирование с использованием разработанного оригинального программного обеспечения, включает следующие стадии: анализ образца на газоанализаторе ТС-436 LECO по оптимальной в аспекте разрешения оксидного спектра программе и программное обеспечение OxSeP для обработки результатов анализа из буфера данных анализатора с идентификацией выделенных типов оксидов.



**Таблица 4. Химический состав стали 110Г13Л промышленной выплавки**

Номер плавки	Содержание, % мас					
	Mn	C	Si	P	S	Al
2-167	13,1	1,1	0,3	0,079	0,013	0,015... 0,04
2-156	13,6	1,0	0,7	0,076	0,012	0,09... 0,006
2-133	16,5	1,16	0,48	0,078	0,011	0,022... 0,006
2-150	12,6	1,2	0,64	0,089	0,012	0,006... 0,022
2-152	14,2	1,12	0,3	0,075	0,013	0,017... 0,035
2-153	12,8	1,21	0,62	0,09	0,011	0,035... 0,015
2-155	13,5	1,08	0,54	0,089	0,012	0,015... 0,055

Процесс обработки данных проходит автоматически без участия оператора и включает следующие стадии:

бланк-процедуру проведения холостой поправки неизотермического анализа, т. е. учет влияния температурно-зависящих функций газовой выделенности из пустого графитового тигля в процессе нагрева, влияния активных возгонов и примесей в несущем газе при неизотермическом анализе;

процедуру восстановления исходной кривой газовой выделенности из образцов стали по результатам анализа. Процедура устраняет влияние разбавления сигнала окиси углерода в несущем газе, влияние газовой выделенности системы и запаздывания сигнала при движении аналитического газа от графитового тигля печи к ИР-ячейке анализатора;

процедуру разделения аналитической кривой на спектр пиков газовой выделенности оксидов, основанную на решении обратной задачи по разработанной физико-химической модели процесса.

Для калибровки прибора использовали стандартный образец Института железа и стали Японии (JSS-C-S-1с) следующих метрологических характеристик: аттестованное значение массовой доли кислорода 0,004 %, азота 0,0254 % при значениях абсолютной погрешности кислорода 0,00038 % и азота 0,0012 %. Наряду с этим применяли контрольно-калибровочный образец стали фирмы ЛЕСО следующих метрологических характеристик: аттестованное значение массовой доли кислорода 0,0111 % и азота 0,0071 %. Абсолютные погрешности составляют для кислорода 0,0002 % и азота 0,0003 %.

**Таблица 5. Механические свойства отливок из стали 110Г13Л промышленной выплавки**

Номер плавки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %	$KCU, \frac{2}{МДж/м^2}$
2-167	755	453	6,2	21,6	1,73
2-156	688	415	22,2	20	1,75
2-133	697	419	19,4	26,2	1,75
2-150	702	421	16,2	20,4	1,75
2-152	699	419	22,2	31,2	1,77
2-153	747	448	22,29	28	1,79
2-155	747	448	16,2	26,6	1,83

**Таблица 6. Результаты определения методом ФГА содержания кислорода в образцах стали 110Г13Л**

Номер плавки	Содержание, $1 \cdot 10^{-4}$ % мас				
	[O] <sub>1</sub>	[O] <sub>2</sub>	[O] <sub>3</sub>	[O] <sub>4</sub>	[O] <sub>5</sub>
2-167	86,3	70	16,3	6,9	66,6
2-156	74,2	56,1	18,0	13,9	43,4
2-133	325,5	325,5	–	10,5	297,1
2-150	50,6	43,6	7,0	9,8	32,7
2-152	126,6	110	16,1	7,9	100,5
2-153	161,5	121,5	40	10,2	108,9
2-155	532,3	510,2	22,1	5,5	500,2

Содержание кислорода и азота в исследуемых образцах определяли методом восстановительного плавления образцов стали массой 0,3... 0,7 г в среде инертного газа (гелия) при следующих условиях: продолжительность дегазации тигля 20 с, температура дегазации тигля 2400°C, минимальное время анализа кислорода 30 с, азота 40 с, температура анализа 2200°C, продолжительность анализа 400 с.

Объектом исследования были образцы стали 110Г13Л 10 промышленных плавов, прошедшие механические испытания (табл. 4 и 5).

В табл.6 приведены данные о содержании кислорода в различных формах его существования в образцах стали: общее содержание, включая поверхностный кислород и кислород холостой поправки [O]<sub>1</sub>; содержание в образце, включая поверхностный кислород за вычетом кислорода холостой поправки [O]<sub>2</sub>; холостая поправка на содержание кислорода [O]<sub>3</sub>; количество кислорода, адсорбированного поверхностью образца [O]<sub>4</sub>; содержание кислорода во включениях [O]<sub>5</sub>.

Как видно из этой таблицы, общее содержание кислорода в исследованных образцах различных плавов существенно различается от  $32,7 \cdot 10^{-4}$  до  $502 \cdot 10^{-4}$  % мас, что обусловлено как различием остаточной концентрации алюминия, так и эндо- и экзогенным характером происхождения неметаллических включений.

Представляют научный и практический интерес результаты фракционного газового анализа образцов стали в аспекте оценки различных типов неметаллических оксидных включений по программе OхSeP.

Ниже в качестве примера приведен анализ двух эволюграмм (рис. 4, 5) газовой выделенности при восстановительном плавлении образца и разделения аналитической кривой на спектр газовой выделенности оксидов различных типов, основанный на процедуре решения обратной задачи по разработанной физико-химической модели процесса. Эволюграммы представлены в последовательности увеличения содержания кислорода, связанного во включениях. Идентификацию пиков включений проводили по параметрам  $T_{нач}$  и  $T_{max}$  с помощью специальной прог-



Таблица 7. Химический состав, механические свойства и модельные параметры  $d$  и  $Z_y$  электронного взаимодействия элементов в стали 110Г13Л

№ п/п	Содержание, % мас						$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU, \text{МДж/м}^2$	$d$	$Z_y$
	C	Mn	Si	P	S	Al							
1	1,02	11,5	0,54	0,09	0,010	0,03	841	504	53	25,1	1,76	2,70	1,461
2	1,24	14,2	0,56	0,06	0,011	0,04	795	474	36,6	30,7	1,96	2,68	1,514
3	1,3	14,1	0,36	0,09	0,012	0,025	807	484	33,3	25,1	2,71	2,68	1,510
4	1,16	13,9	0,32	0,047	0,013	0,026	814	488	33,3	30,7	1,76	2,69	1,4991
5	1,16	14,2	0,62	0,074	0,012	0,075	692	416	20,0	19,4	2,54	2,69	1,5142
6	1,05	13,1	0,48	0,067	0,011	0,011	710	426	16,6	16,3	2,54	2,70	1,4866

раммы OXID. Значения температур  $T_{\text{нач}}$  и  $T_{\text{мах}}$  приведены в таблицах на соответствующих эволюграммах.

Образец 2-150 (рис. 4).  $[O]_5 = 32,7 \cdot 10^{-4} \%$  мас. На эволюграмме приведены шесть пиков с указанием температур  $T_{\text{нач}}$  и  $T_{\text{мах}}$  для каждого пика, соответствующего определяемому виду оксидного включения: FeO и SiO<sub>2</sub> (2FeO·SiO<sub>2</sub>) первый пик; MnO — второй и третий пики; высокоглиноземистое включение — пятый пик и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — шестой пик.

Образец 2-167 (рис. 5).  $[O]_5 = 66,6 \cdot 10^{-4} \%$ . На эволюграмме восемь пиков. Температура начала пиков изменяется от 1418 до 1811 К, а температура  $T_{\text{мах}}$  от 1600 до 1853 К. Этим пикам соответствуют соединения систем FeO–SiO<sub>2</sub>; MnO–SiO<sub>2</sub>; MnOAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>; твердый раствор в системе MnO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также MnO и SiO<sub>2</sub>.

Анализ приведенных данных позволяет констатировать, что, несмотря на соблюдение сертифицированной технологии выплавки стали 110Г13Л и разлива ее в песчано-глинистые формы, содержание кислорода, связанного во включения различных видов эндо- и экзогенного происхождения, изменяется от плавки к плавке, что, естественно, оказывает соответствующее влияние на литейные и физико-механические свойства стали.

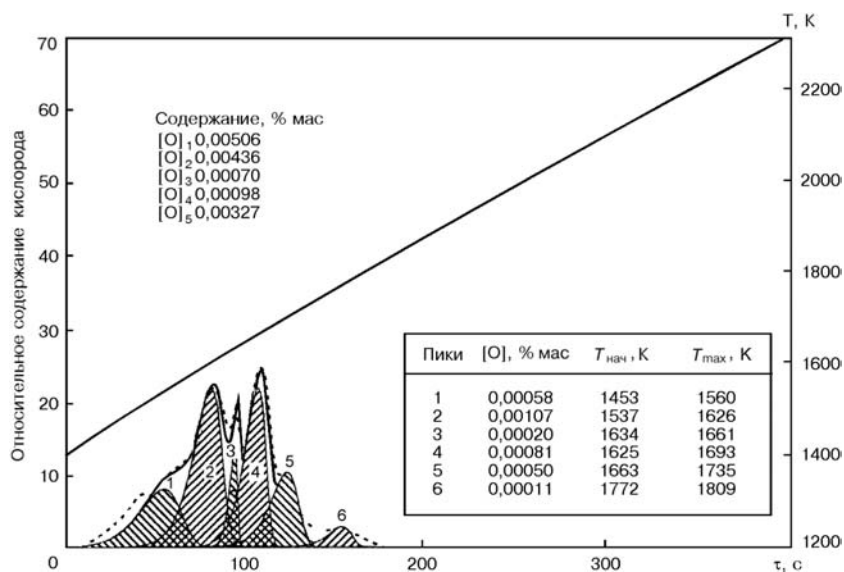


Рис. 4. Эволюграмма фракционного газового анализа образца стали 110Г13Л (плавка 2-150)

Результаты настоящего исследования в совокупности с решением других технологических мероприятий позволили скорректировать технологию плавки, режимы раскисления металла, что обеспечило существенное повышение качества стали и выход крестовин и сердечников первой группы качества.

### Физико-химическое моделирование для прогнозирования механических свойств отливок цельнолитых крестовин

Для количественного моделирования и прогнозирования механических свойств отливок крестовин из стали 110Г13Л в работах кафедры электрометаллургии Национальной металлургической академии Украины использована, наряду с другими, методика физико-химического моделирования, разработанная Э. В. Приходько [13]. Эта методика базируется на установлении взаимосвязи между химическим составом и свойствами многокомпонентных систем с вводом промежуточного звена — комплекса интегральных и парциальных параметров, характеризующих химическое и структурное состояние исследуемой системы, какой является сталь 110Г13Л. Основные параметры модели — эффективные заряды компонентов  $Z_i$ , определяемые для каждой пары реагентов —  $Z_{(i-j)}$  и для всей системы — среднестатистические значения  $Z_{i_{\text{cp}}}$ , характеризующие зарядовое состояние каждого из компонентов в расплаве в зависимости от реального кристаллографического окружения. Интегральными характеристиками электронного строения расплава или продуктов его кристаллизации как химически единой системы являются ее химический эквивалент  $Z_y$ , суммирующий данные о зарядах компонентов с учетом вероятностей образования связей различного типа, и структурный параметр  $d$ , характеризующий среднестатистическое межъядерное расстояние атомов, при допущении, что материал находится в гомогенном состоянии.

**Таблица 8. Влияние углерода и фосфора на количество отказов крестовин из-за дефекта контактной усталости (числитель) и повышенного износа (знаменатель)**

Содержание углерода, % мас	Частота (%) изъятия крестовин из эксплуатации при содержании фосфора в металле, % мас			
	0,01	0,06	0,075	0,085
1,125	$\frac{7,04}{16,93}$	$\frac{7,4}{13,13}$	$\frac{8,81}{7,6}$	$\frac{9,3}{4,14}$
1,175	$\frac{5,29}{11,23}$	$\frac{5,9}{9,67}$	$\frac{7,76}{6,04}$	$\frac{8,81}{3,45}$
1,225	$\frac{4,24}{6,21}$	$\frac{4,59}{5,70}$	$\frac{5,29}{4,83}$	$\frac{8,11}{3,45}$
1,275	$\frac{2,47}{2,76}$	$\frac{3,53}{2,1}$	$\frac{1,21}{1,72}$	$\frac{7,04}{1,04}$

Для выборки промышленных плавов стали 110Г13Л рассчитаны модельные параметры структуры в пакете программы «Расплав» с целью прогнозирования механических свойств отливок в зависимости от химического состава стали (табл. 7) [14].

Для расчета эффективных зарядов  $Z_i$  и радиусов  $R_u$  в связях между атомами определяли меядерное расстояние  $d$ .

Получение картограмм для прогнозирования механических свойств стали 110Г13Л сводилось к проецированию сглаженной экспериментальной поверхности исследуемой функции цели (прочностные и пластические свойства) в координатах — свертках  $Z_y-d$ . Одним из преимуществ картограмм является визуализация многомерных зависимостей. Трехмерные картограммы по сравнению с традиционными методами математического моделирования имеют одно из неоспоримых преимуществ — наглядность представления сложных нелинейных зависимостей. Двигаясь по топографическим линиям равных значений на поверхности отклика, легко указать интервалы для двух наиболее рациональных параметров ( $Z_y-d$ ). По значениям этих двух параметров можно найти химический состав стали, оптимальный для показателей соответствующих механических свойств. В качестве методологической

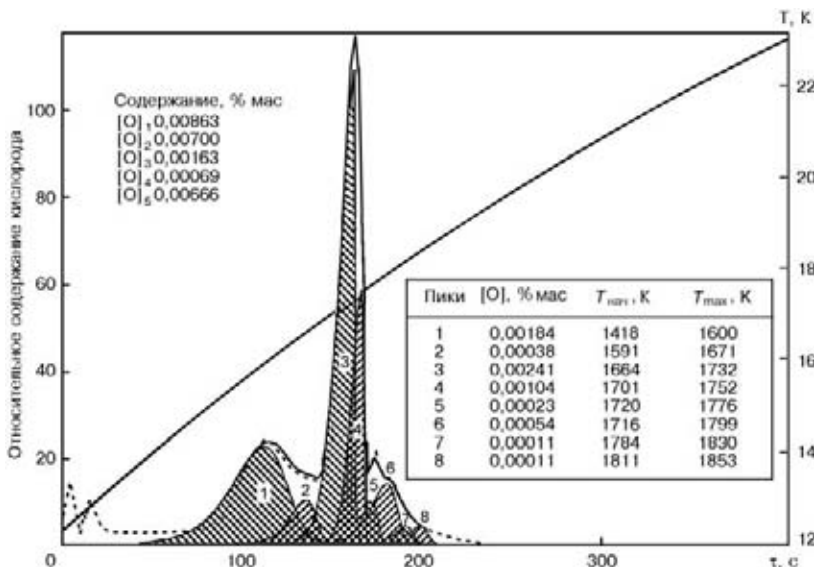


Рис. 5. Эволюграмма фракционного газового анализа образца стали 110Г13Л (плавка 2-167)

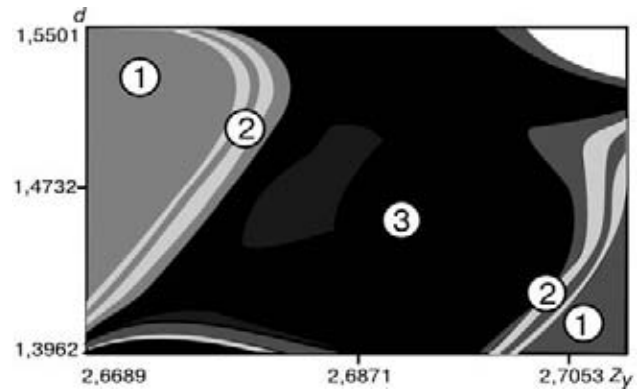


Рис. 6. Картограмма поверхности отклика предела прочности стали 110Г13Л  $\sigma_b = f(d, Z_y)$ . Числа на картограмме — области значений  $Z_y$  и  $d$ , соответствующие 1, 2 и 3-ей группе качества

основы при построении функциональных моделей использовали множественный корреляционно-регрессионный анализ пакета программ «Статистика». Получены следующие регрессионные уравнения, связывающие параметры свертки  $d$  и  $Z_y$ , в виде  $\langle \text{свойство} \rangle = f(d, Z_y)$ :

$$\sigma_b \text{ (МПа)} = 855,8 - 491,3d - 150,0Z_y + 406,9dZ_y + 1254,4d^2 - 211,58Z_y^2 - 208,6d^2Z_y - 297,3dZ_y^2 - 795,95d^3 + 396,4Z_y^3;$$

$$\sigma_{0,2} \text{ (МПа)} = 520,2 - 190,3d + 132,5Z_y - 17,88d^2 + 58,54d^2 + 5,973Z_y^2 + 12,1dZ_y;$$

$$\psi \text{ (\%)} = 28,928 - 9,780d + 4,55Z_y + 3,826d^2 + 7,403Z_y^2 - 4,102dZ_y;$$

$$\delta \text{ (\%)} = 39,315 - 25,195d + 12,891Z_y + 1,088d^2 + 7,323Z_y^2 + 2,173dZ_y;$$

$$KCU \text{ (МДж/м}^2\text{)} = 1,96 - 0,164d + 0,192Z_y + 0,625d^2 - 0,105Z_y^2 - 0,156Z_y.$$

На рис. 6 представлена картограмма поверхности отклика для предела прочности, так как этот показатель механических свойств отливок является лимитирующим. Модель  $\sigma_b = f(d, Z_y)$  позволяет прогнозировать значения предела прочности стали 110Г13Л. Для получения прогнозируемых механических свойств стали 110Г13Л первой группы качества необходимо, чтобы ее химический состав находился в интервале значений параметров  $d$  (от 1,4034 до 1,5501) и  $Z_y$  (от 2,6689 до 2,6798).

Результаты исследования рекомендуются для прогнозирования и оптимизации служебных свойств крестовин и сердечников стали 110Г13Л в условиях ее промышленного производства.



**Моделирование характеристик эксплуатационной стойкости крестовин стрелочных переводов**

Эксплуатационная стойкость крестовин определяется количеством (в %) изъятых из пути крестовин по показателям дефектов контактной усталости  $P_k$  и повышенного износа  $P_{и}$ , в определенной мере зависящим от химического состава стали и, прежде всего, содержания углерода и фосфора. Вместе с тем, совместное влияние углерода и фосфора на образование в крестовинах различных дефектов и повышенного их износа в литературе освещено недостаточно.

Нами выполнен [15] статистический анализ данных об изъятии из эксплуатации 520 крестовин. Срок их службы в составе главного пути составлял не менее 2–2,5 года. По ним было перевезено не менее 140... 150 млн. т брутто грузов. Анализ показал, что 40... 60 % крестовин поражены в зоне перекатывания дефектами контактной усталости, приводящими к росту касательных напряжений и нарушающими нормальную работу стрелочных переводов, а 20... 30 % подвержены повышенному износу (более 7 мм), который ведет к росту динамического давления колес на крестовину. Так, если износ поверхности катания достигает более 7 мм, уровень динамического давления увеличивается на 188... 480 кН, что приводит к интенсивному выходу крестовин из эксплуатации [1, 2]. С учетом изложенного статистическому анализу были подвергнуты данные об изъятии крестовин из пути по причинам достижения предельных параметров контактно-усталостных дефектов и повышенного износа.

Крестовины из стали 110Г13Л, изъятые из эксплуатации, имели следующий химический состав, % мас: С 1,10... 1,28, Mn 12,4... 12,8, Si 0,49... 0,56, P 0,04... 0,082, соответствующий требованиям ГОСТ 7370–98. Поскольку в металле крестовин содержание марганца и кремния изменяется незначительно, изучили влияние содержания углерода и фосфора на образование дефектов контактной усталости и износа.

Значения математических ожиданий содержания углерода и фосфора в металле и соответствующая этому химическому составу частота выхода крестовин из эксплуатации из-за образования дефекта контактной усталости и повышенного износа приведены в табл. 8.

Математическая обработка данных этой таблицы позволила получить уравнения множественной регрессии, описывающие взаимосвязь содержания углерода и фосфора в стали с частотой отказов крестовин из-за образования дефектов контактной усталости

$$P_k = 32,548 - 26,0 [\% C] + 75,413 [\% P] \quad (6)$$

и повышенного износа

$$P_{и} = 82,906 - 56,37 [\% C] - 138,64 [\% P]. \quad (7)$$

Различный характер влияния углерода и фосфора на возникновение дефекта контактной усталости (6) в металле крестовин объясняется образо-

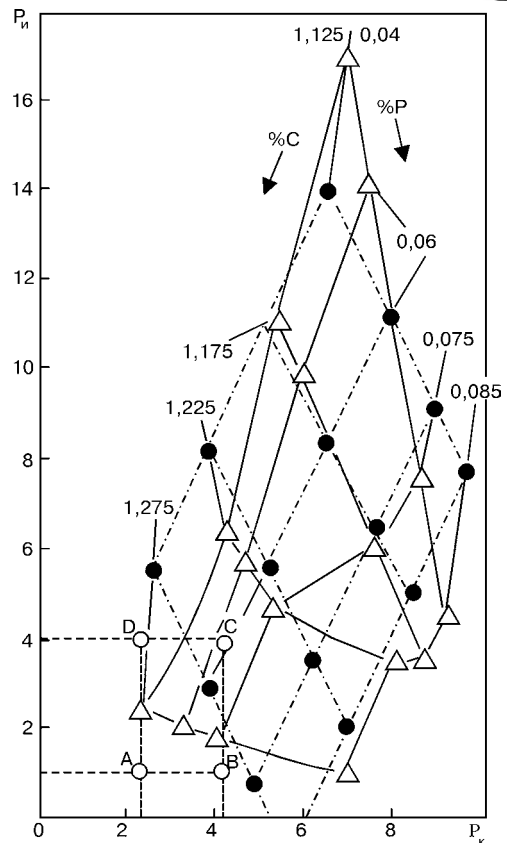


Рис. 7. Диаграмма частоты отказов железнодорожных крестовин из-за дефектов контактной усталости и повышенного износа при различных содержаниях углерода и фосфора в стали 110Г13Л: Δ — экспериментальные данные; ● — расчетные значения; ○ — вершины области — рациональные величины

ванием в процессе эксплуатации крестовин мартенсита деформации ( $\epsilon$ - или  $\alpha$ - мартенсита), имеющего некогерентную границу с аустенитом — основной структурой термически обработанных отливок крестовин.

Регрессионные модели (6) и (7) позволили составить прогноз эксплуатационных характеристик, определить рациональное содержание углерода и фосфора в стали 110Г13Л, предназначенной для производства отливок крестовин и сердечников стрелочных переводов.

Исходя из уравнений (6) и (7), построена диаграмма (рис. 7), позволяющая выбрать содержания углерода и фосфора в стали, обеспечивающие рациональное сочетание эксплуатационных характеристик. Совместное решение уравнений (6) и (7) относительно неизвестных [% C] и [% P] дает систему уравнений, описывающих зависимость рационального химического состава стали 110Г13Л от задаваемых характеристик эксплуатации крестовин и сердечников:

$$[\% C] = 1,375 - 0,0176 P_k - 0,0095 P_{и}; \quad (8)$$

$$[\% P] = 0,04 + 0,0072 P_k - 0,00335 P_{и}. \quad (9)$$

Эти уравнения позволяют предсказать рациональные содержания углерода и фосфора, при которых количество отказов крестовин из-за дефекта контактной усталости и повышенного износа будет минимальным. Выбрав из таблицы минимальные



значения характеристик износа  $P_{и_{мин}} = 1,04$  и дефектов контактной усталости  $P_{к_{мин}} = 2,47$  и подставив их в уравнения (8) и (9), определяем оптимальные содержания углерода и фосфора:

$$[\% C]_{опт} = 1,320; \quad [\% P]_{опт} = 0,0540. \quad (10)$$

Таким образом, результаты моделирования позволили получить аналитические уравнения, по которым можно определять рациональное содержание углерода и фосфора, что очень важно для повышения эксплуатационной стойкости крестовин и, следовательно, стрелочных переводов.

### Повышение качества стали 110Г13Л и эффективности ее выплавки для крестовин стрелочных переводов

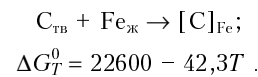
Крестовины и сердечники стрелочных переводов по комплексу физико-механических свойств должны удовлетворять нормам, приведенным в табл. 1.

Единственным производителем стрелочных переводов для магистральных железнодорожных путей в Украине является Днепропетровский стрелочный завод (ОАО «ДнСЗ»). Сталь 110Г13Л выплавляют в дуговых электропечах ДСП 6М на свежей шихте с использованием стального металлолома и пердедельного чугуна. Металл в печи легируют ферромарганцем, а в ковше раскисляют алюминием. Из-за несовершенства технологии вследствие отсутствия научно-обоснованной физико-химической идеологии электроплавки стали выход крестовин и сердечников первой группы качества не превышал 14... 17 %.

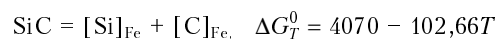
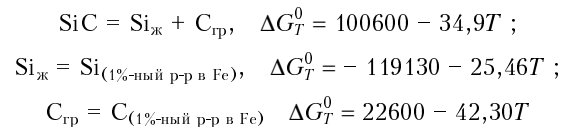
Основываясь на приведенных выше результатах фундаментальных и прикладных исследований, нами разработана и внедрена эффективная технология выплавки электростали 110Г13Л, которая базируется на принципиально новой концепции физико-химии процесса плавки и конечного раскисления стали [16].

Теоретические расчеты и опытно-промышленные эксперименты позволили выявить причины несовершенства технологии и сформировать основные положения новой эффективной технологии плавки. Традиционно применяемая шихта для выплавки стали из стального металлолома и пердедельного чугуна имеет ряд недостатков, проявляющихся как в аспектах физико-химии процесса, так и экономики производства. Показано, что обезуглероживание стальной ванны на основе расплава стального металлолома и чугуна сопровождается существенным его переокислением, что проявляется в высоком содержании оксидов железа в шлаке и, следовательно, высокой концентрации растворенного кислорода в жидком металле. Хорошо раскисленное состояние стальной ванны ранее достигалось большим удельным расходом алюминия для раскисления шлака в печи и металла в ковше. При кристаллизации отливок крестовин и сердечников происходили процессы формирования микроструктуры, избыточных фаз выделений, которые по своей природе не способствовали, даже при надлежащих режимах термической обработки отливок, получению крестовин и сердечников первой группы качества. С целью

регулирования окислительно-восстановительного потенциала электроплавки стали в окислительный период и замены дорогого компонента шихты — пердедельного чугуна нами разработан и внедрен в промышленное производство новый вид материала — науглероживатель, так называемые CSiC-брикеты [17, 18]. Последние состоят из карбида кремния SiC (70 %Si + 30 %C), свободного углерода и цементной связки системы CaO–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>. По науглероживающей способности 1 т брикетов заменяет 10 т пердедельного чугуна. CSiC-брикеты задают в печь вместе со стальным металлоломом, так что плавление металлозавалки сопровождается науглероживанием жидкого металла. Важно отметить, что к моменту полного расплавления стального лома определенная часть брикетов все еще остается в жидком шлаке. При проведении окислительного периода кремний и углерод брикетов регулируют содержание оксидов железа в шлаке и окисленность стальной ванны, обеспечивая при этом требуемую ее дегазацию. Углерод CSiC-брикетов растворяется в жидком металле по эндотермической реакции

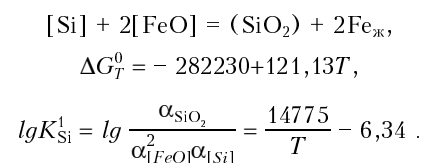
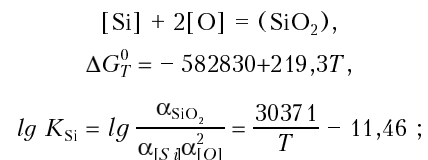


Карбид кремния, как известно, не плавится, а претерпевает перитектическое превращение при 2545 °С. Вместе с тем, при взаимодействии с жидким железом активно реагирует с переходом кремния и углерода в стальную ванну. Суммирование измеренной энергии Гиббса частных реакций (в Дж / моль):



позволило получить зависимость  $\Delta G_T^0(T)$  для реакции взаимодействия карбида кремния с жидким железом.

Растворенный в стальной ванне кремний может активно участвовать в раскислении металла и шлака по приведенным ниже реакциям:



Расчеты показывают, что при 0,1 % Si в жидком железе содержание FeO в шлаке должно находиться в пределах 10... 12 %, что подтверждено данными





промышленных плавков стали 110Г13Л с использованием в шихте брикетов.

Разработанная технология выплавки стали 110Г13Л в дуговых печах ОАО «ДнСЗ» с использованием CSiC-брикетов и регламентированным режимом раскисления металла в ковше алюминием позволила повысить выход цельнолитых крестовин и сердечников первой (высшей) группы качества и снизить себестоимость продукции.

Эффективность использования CSiC-брикетов в производстве стали подтверждена также опытно-промышленными плавками стали различного сортамента на ОАО «Нижднеднепровский трубопрокатный завод», ОАО «Кременчугский сталелитейный завод» и др.

1. *Металлургия* высокомарганцевой стали / М. И. Гасик, Ю. Н. Петров, И. А. Семенов и др. — Киев.: Техніка, 1990. — 136 с.
2. *Даниленко Э. И., Кутах А. П., Тараненко С. Д.* Стрелочные переводы железнодорожных дорог Украины. — Киев.: КИЖТ, 2001. — 296 с.
3. *Житнов С. В., Давыдов Н. Г., Братчиков С. Г.* Высокомарганцевые стали. — М.: Металлургия, 1995. — 302 с.
4. *Ватолин Н. А., Пастухов Э. А.* Дифракционные исследования высокотемпературных расплавов. — М.: Наука, 1988. — 304 с.
5. *Исследование* растворимости фосфора в железо-марганцевом карбиде типа  $Me_3C$  / М. И. Гасик, Л. Н. Гасик, И. А. Семенов, О. И. Поляков // Проблемы металлургического производства — 1989. — Вып. 99 — С. 50–54.
6. *Петров Ю. Н., Якубцов И. А.* Локальная неустойчивость ГЦК-структуры в сплавах Fe–Mn–C // Металлофизика. — 1986. — 8, № 3. — С. 56–60.
7. *Петров Ю. Н., Якубцов И. А.* Термодинамический расчет энергии дефекта упаковки для многокомпонентных сплавов с ГЦК-решеткой на основе железа // Физика металлов и металловедение. — 1986. — Т. 2, вып. 2. — С. 248–252.
8. *Влияние* фосфора на локальную неустойчивость структуры и механические свойства стали 110Г13Л / М. И. Гасик, Ю. Н. Петров, И. А. Семенов, И. А. Якубцов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1987. — № 1. — С. 13–18.
9. *Влияние* фосфора на устойчивость аустенитной структуры высокомарганцевых сталей / М. И. Гасик, Ю. Н. Петров, И. А. Якубцов, И. А. Семенов // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1988. — № 6. — С. 78–80.
10. *Рентгеноспектральное* микронзондовое исследование неметаллических включений в отливках из стали Гадфильда, раскисленной алюминием / М. И. Гасик, Л. С. Квасова, С. С. Казаков, А. В. Соценко // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2000. — № 3. — С. 28–31.
11. *Grigoričič K. V., Krasovskii P. V., Krylov A. S.* Fractional gas analysis — basic principles and application in steel quality // Proc. of the 50th Chemists Conf., British Steel, U. K. British Steel pic. Teesside Technology Centre. — 1999. — P. 129–131.
12. *Гасик М. И., Григорович К. В.* Идентификация типов оксидных включений в стали 110Г13Л по эволюграммам фракционного газового анализа // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 3. — С. 39–45.
13. *Приходько Э. В.* Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1995. — 292 с.
14. *Квасова Л. С., Приходько Э. В.* Прогнозирование механических свойств стали 110Г13Л на основе физико-химического моделирования // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2002. — № 1. — С. 25–28.
15. *Моделирование* статистических характеристик эксплуатационной стойкости крестовин стрелочных переводов из высокомарганцевой стали / М. И. Гасик, И. А. Семенов, О. П. Юшкевич и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 1. — С. 40–43.
16. *Разработка* и промышленное внедрение прогрессивной технологии выплавки стали 110Г13Л с заменой чугуна CSiC-брикетами / М. И. Гасик, А. Н. Овчарук, И. А. Семенов и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2002. — № 5. — С. 28–32.
17. *Пат. України 40175А.* Кл. С22С 33/06. Брикет для виробництва синтетичного чавуну (його варіанти) / М. І. Гасик, А. М. Овчарук, Г. О. Білай та ін. — Опубл. 16.07.2001. Бюл. № 6.
18. *Пат. України 47979А.* Кл. С21С 5/00. Шихта для виплавки сталі / М. І. Гасик, В. В. Сербін, О. О. Дерюгін та ін. — Опубл. 15.07.2002. Бюл. № 7.

Национальная металлургическая академия Украины,

Днепропетровск

Поступила 16.10.02.



УДК 669.187.2:621.365.22

## СЕРТИФИКАЦИЯ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ ПЕРЕМЕННОГО И ПОСТОЯННОГО ТОКА

В. М. Сойфер

В статье освещен опыт сертификации дуговых сталеплавильных печей ведущих производителей; приведены наименования, типы и параметрические ряды печей. Изложены виды и методики сертификационных испытаний; описаны особенности изготовления и контроля водоохлаждаемых элементов; освещены вопросы оценки соответствия конструкций печей требованиям безопасности стандартов и вопросы анализа состояния производства. В статье приведены также результаты оценки прогрессивности новых технических решений по дуговым печам: шахтных печей, печей-ковшей, печей постоянного тока.

The article shows an experience in certification of arc steel melting furnaces of leading manufacturers and gives names, types and parametric ranges of some furnaces. Types and procedures of certification tests are presented, peculiarities of manufacture and control of water-cooled elements are outlined, problems of evaluation of conformity of furnace designs to the safety requirements of standards and problems of analysis of production state-of-the-art are described. The article shows also the results of evaluation of progress in new technical solutions on such arc furnaces as : shaft furnaces, furnaces-ladles, DC furnaces.

**Ключевые слова:** сертификация; дуговые печи; печи-ковши; стандарты; испытания; шахтные печи; безопасность; подовый электрод

Орган по сертификации продукции машиностроения «Стандартэлектро-Сертилит» накопил опыт сертификации дуговых сталеплавильных печей. В понятие «дуговые печи» в данном случае включены следующие виды оборудования: дуговые печи переменного тока; шахтные дуговые печи переменного тока; дуговые печи постоянного тока; шахтные дуговые печи постоянного тока; печи-ковши.

Нами сертифицированы дуговые сталеплавильные печи (табл. 1), выпускаемые следующими предприятиями: «ФАИ Фукс» (Германия), «ЭКТА» (Россия, г. Москва), «МТФ» (Россия, г. Набережные Челны), «ФуксМетмаш» (Россия, г. Череповец), «Даниэли» (Италия).

Для сравнения приведем данные параметрического ряда (в тоннах) дуговых печей, содержащиеся в ГОСТ 26654–85 «Оборудование электротермическое. Ряды параметров и размеров»: 0,004; 0,04; 0,06; 0,1; 0,16; 0,25; 0,4; 0,5; 1; 1,5; 2; 2,5; 3; 6; 10; 12; 16; 20; 25; 30; 40; 50; 60; 100; 125; 150; 200; 250.

Сертификация дуговых сталеплавильных печей производится на соответствие трем стандартам, в которых содержатся требования безопасности: ГОСТ 12.2.046.0–90 «Оборудование технологическое для литейного производства. Требования безопасности», ГОСТ 12.2.007.9–93 «Безопасность электротермического оборудования. Часть 1. Общие требования», ГОСТ 12.2.099–84 «Агрегаты для выплавки стали. Общие требования безопасности».

В процессе сертификации проводятся сертификационные испытания. Испытания дуговых сталеплавильных печей напряжением (испытание электрической прочности изоляции) ранее (до 2000 г.) проводились в соответствии с ГОСТ 27487–87 «Электрооборудование производственных машин. Общие технические требования и методы испытаний» между закороченными проводниками силовых цепей (а также цепями управления и сигнализации с напряжением более 50 В) и цепью защиты. При этом испытательное напряжение должно было быть не менее 1500 В в течение не менее 1 мин. Это требование было более жестким, чем требование европейских норм. С 2000 г. в России введен ГОСТ Р МЭК 60204–1–99 «Безопасность машин. Электрооборудование машин и механизмов. Часть 1. Общие требования», полностью гармонизированный с европейскими нормами EN 60204. Согласно этому стандарту электрооборудование должно выдерживать испытательное напряжение, подаваемое между проводами всех цепей и защитными цепями, равное двойному значению номинального напряжения или напряжению 1000 В в течение не менее 1 с. С 2003 г. в России введен ГОСТ Р 51837–2001 (МЭК 60398–99) «Оборудование электротермическое. Общие методы испытаний», согласно которому при первом испытании новой дуговой печи испытательное напряжение, подаваемое в течение 1 мин, должно составлять:

табл. 1

Номинальное напряжение $U_n, В$	Испытательное напряжение $U_{исп}, В$
$U_n \leq 60$	500
$60 < U_n \leq 125$	1000
$125 < U_n \leq 250$	1500
$250 < U_n \leq 500$	1500; 2000
$U_n > 500$	$2U_n + 1000$



Таблица 1. Дуговые сталеплавильные печи

Изготовитель	Наименование и типы печей	Емкость, т	Изготовитель	Наименование и типы печей	Емкость, т	
Фирма «VAI FUCHS GmbH», г. Вильштафт-Легельшурст, Германия	Шахтные дуговые печи переменного тока	50; 55; 60; 65; 70; 75;	ООО «МТФ», г. Набережные Челны, Республика Татарстан	Электропечи плазменно-дуговые постоянного тока:	0,01	
		80; 85; 90; 95; 100;			ПДППТ-0,06	0,06
		105; 110; 115; 120;			ПДППТ-0,16	0,16
		125; 130; 135; 140;			ПДППТ-0,25	0,25
		145; 150; 155; 160;			ПДППТ-М-3	3,0
		170; 180; 190; 200				
	Шахтные дуговые печи постоянного тока	50; 55; 60; 65; 70; 75;	ООО «ФуксМетмаш», г. Череповец, Вологодская область	Шахтные дуговые печи переменного тока	50; 55; 60; 65; 70; 75;	80; 85; 90; 95; 100;
		80; 85; 90; 95; 100;			105; 110; 115; 120;	
		105; 110; 115; 120;			125; 130; 135; 140;	
		125; 130; 135; 140;			145; 150; 155; 160;	
	145; 150; 155; 160;			170; 180; 190; 200		
Дуговые печи переменного тока	10; 15; 20; 25; 30;		Дуговые печи переменного тока	10; 15; 20; 25; 30;	35; 40; 45; 50; 55;	
	35; 40; 45; 50; 55;			60; 65; 70; 75; 80;		
	60; 65; 70; 75; 80;			85; 90; 95; 100; 105;		
	85; 90; 95; 100; 105;			110; 115; 120; 125;		
	110; 115; 120; 125;			130; 135; 140; 145;		
	130; 135; 140; 145;			150; 155; 160; 170;		
	150; 155; 160; 170;			180; 190; 200		
Дуговые печи постоянного тока	10; 15; 20; 25; 30;		Печи-ковши	5; 10; 15; 20; 25; 30;	35; 40; 45; 50; 55;	
	35; 40; 45; 50; 55;			60; 65; 70; 75; 80;		
	60; 65; 70; 75; 80;			85; 90; 95; 100; 105;		
	85; 90; 95; 100; 105;			110; 115; 120; 125;		
	110; 115; 120; 125;			130; 135; 140; 145;		
	130; 135; 140; 145;			150; 155; 160; 165;		
	150; 155; 160; 165;			170; 180; 190; 200;		
	170; 180; 190; 200;			210; 220; 230; 240;		
	210; 220; 230; 240;			250; 260; 270; 280;		
	250; 260; 270; 280;			290; 300; 310; 320;		
	290; 300; 310; 320;			330; 340; 350; 360;		
	330; 340; 350; 360;			370; 380; 390; 400		
	370; 380; 390; 400					
ООО «Научно-техническая фирма «ЭКТА», г. Москва	Дуговые печи постоянного тока:		Фирма «Danieli & C. Officine Meccaniche S. p. A.», г. Буттрио, Италия	Печи-ковши	3; 5; 7; 10; 15; 20; 25;	
		ДППТУ-0,1			0,10	30; 35; 40; 45; 50; 55;
		ДППТУ-0,16			0,16	60; 65; 70; 75; 80;
		ДППТУ-0,25			0,25	85; 90; 95; 100; 105;
		ДППТУ-0,5			0,50	110; 115; 120; 125;
		ДППТУ-1,5			1,5	130; 135; 140; 145;
		ДППТУ-3			3,0	150; 155; 160; 165;
		ДППТУ-6			6,0	170; 180; 190; 200;
		ДППТУ-12			12,0	210; 220; 230; 240;
		ДППТУ-25			25	250; 260; 270; 280;
ДППТУ-50	50	290; 300; 310; 320;				
ДППТУ-100	100	330; 340; 350; 360;				
				370; 380; 390; 400		

Во время испытания не должно произойти перекрытия, пробоя или возгорания изоляции. Испытания напряжением сертифицированных дуговых печей на всех указанных предприятиях показали положитель-

ные результаты, что свидетельствует о высоком качестве применяемой ими электрической изоляции.

Проверка качества заземления может проводиться двумя путями. ГОСТ 12.2.007.0-75 «Изделия



Таблица 2. Результаты сертификационных испытаний дуговых сталеплавильных печей

Наименование предприятия и испытываемого оборудования	Испытание напряжением (не должно быть пробоя)	Сопротивление изоляции, МОм (не менее 1 МОм)	Сопротивление заземления, Ом (не более 0,1 Ом)	Падение напряжения (В) в цепи защиты при токе 10 А	Степень защиты (IP) (не менее IP32)	Уровень шума, дБА (не более 80 дБА)	Однословной показатель виброускорения, дБ (не более 100 дБ)	Герметичность водоохлаждаемых узлов	Температура (°С) доступных к прикосновению наружных поверхностей (не более 45 °С)
ООО «МТФ», г. Набережные Челны Электропечь плазменно-дуговая постоянного тока типа ПДППТ-0,16 (0,16 т)	2000 В — 1 мин, пробы изоляции нет; 1000 В — 1 мин, пробы изоляции нет	Более 50	Менее 0,1	—	IP54	73	Менее 80	Течей нет	45
Фирма «VAI FUCHS GmbH», Германия									
Шахтная дуговая печь переменного тока (120 т)	1500 В — 1 мин, пробы изоляции нет	Более 50	0,02	—	IP54	112	—	Течей нет	—
Шахтная дуговая печь постоянного тока (80 т)	1500 В — 1 мин, пробы изоляции нет	Более 50	0,02	—	IP54	90	—	Течей нет	—
Дуговая печь переменного тока (60 т)	1000 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 50	0,02	—	IP54	112	—	Течей нет	—
Дуговая печь постоянного тока (80 т)	1500 В — 1 мин, пробы изоляции нет	Более 50	0,02	—	IP54	90	—	Течей нет	—
Печь-ковш (70 т)	1000 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 50	0,02	—	IP54	89	—	Течей нет	—
ООО «НТФ «ЭКТА», г. Москва									
Дуговые печи постоянного тока типов ДППТУ-6 (6 т)	1500 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 3000	—	0,8 (при норме не более 1 В)	IP54	86	Менее 80	Течей нет	25...31
ДППТУ-3 (3 т)	1000 В — 1 мин, пробы изоляции нет	Более 60	0,079	1,1 (при норме не более 1,4 В)	IP32	78	59	Течей нет	Наружные поверхности ограждены
ООО «ФуксМетмаш», г. Череповец									
Шахтная дуговая печь переменного тока (120 т)	1500 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 1000	—	0,9 (при норме не более 1 В)	IP54	110	—	Течей нет	45
Дуговая печь переменного тока (110 т)	1500 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 1000	—	0,9 (при норме не более 1 В)	IP54	110	—	Течей нет	45
Печь-ковш (120 т)	1500 В — 1 с, пробы изоляции нет	Более 1000	—	0,8 (при норме не более 1 В)	IP54	89	—	Течей нет	45
Фирма «Danieli & C. Officine Meccaniche S.p.A», Италия									
Печь-ковш (100 т)	2000 В — 1 мин, пробы изоляции нет	140	—	—	IP54	58	Ниже 100	Течей нет	38

электротехнические. Общие требования безопасности» (на который имеется ссылка в ГОСТ 12.2.007.9–93) предлагает проверять значение сопротивления между заземляющим болтом (винтом, шпилькой) и каж-

дой доступной прикосновению металлической нетоковедущей частью изделия (кожухи, электрошкафы, стойки, панели и т. д.), которые могут оказаться под напряжением. Это сопротивление заземления



не должно превышать 0,1 Ом. Другим способом проверки заземления является проверка непрерывности цепи защиты (ГОСТ Р МЭК 60204-1-99). В этом случае измеряется напряжение между зажимом провода защиты оборудования и контрольными точками. Значения напряжения не должны превышать указанных:

Минимальное эффективное поперечное сечение провода защиты контролируемой цепи, мм <sup>2</sup>	Максимальное установленное падение напряжения (при испытательном токе 10 А), В
1,0	3,3
1,5	2,6
2,5	1,9
4,0	1,4
> 6,0	1,0

Во всех случаях выявилось качественное выполнение заземления. Сопротивление изоляции дуговых печей, измеренное при 500 В постоянного тока между проводами силовой цепи и цепи защиты, также во всех случаях соответствовало требованиям (более 1 МОм).

Важнейшим показателем безопасности дуговых сталеплавильных печей является уровень шума (эквивалентный уровень звуковой мощности). Показатели уровня шума установлены ГОСТ 27409-97 «Шум. Нормирование шумовых характеристик стационарного оборудования. Основные положения». В соответствии с этим стандартом основной показатель уровня шума оборудования — уровень звуковой мощности, являющийся его собственной шумовой характеристикой (дБ), не зависящей от расстояния от оборудования и окружающих его условий, или скорректированный уровень звуковой мощности, учитывающий частотную коррекцию А шумомера (дБА). В то же время для определения уровня шума на рабочих местах или в других характерных точках используют показатели уровня звукового давления (дБ) — уровня шума в характерных точках вблизи оборудования или уровень звука (дБА), учитывающий частотную коррекцию А шумомера.

В соответствии с ГОСТ 12.1.003-83 «Шум. Общие требования безопасности» шум подразделяют на постоянный, уровень звука которого за 8-часовой рабочий день изменяется не более чем на 5 дБА, и непостоянный, уровень звука которого за 8-часовой рабочий день изменяется более чем на 5 дБА. Постоянный шум оценивают уровнем звука в дБА, а непостоянный — эквивалентным (по энергии) уровнем звука в дБА, который представляет собой уровень звука постоянного шума, имеющего то же самое среднее квадратичное звуковое давление в течение определенного интервала времени. Дуговые сталеплавильные печи имеют непостоянный уровень шума и поэтому характеризуются эквивалентным уровнем звука в дБА, который согласно ГОСТ 12.1.003-83 на постоянных рабочих местах в производственных помещениях и на территории предприятий должен быть не более 80 дБА. Следует отметить, что сог-

ласно европейским нормам этот показатель может достигать 85 дБА.

Дуговые печи постоянного тока с точки зрения уровня шума имеют неоспоримое преимущество перед печами переменного тока в связи с наличием одного электрода вместо трех и более стабильной дугой. По нашим замерам среднее значение уровня шума на пяти печах постоянного тока составляло 83 дБА, а на четырех печах переменного тока — 111 дБА. Это свидетельствует о том, что внедрение печей постоянного тока является крупным шагом в направлении улучшения условий труда сталеваров.

Во всех проведенных замерах в пределах установленных норм оказались показатели вибрации, герметичности (под давлением в 1,5 раза выше рабочего) и температуры наружных поверхностей печей, доступных к прикосновению. Примеры результатов испытаний приведены в табл. 2.

В связи с тем, что современная дуговая печь содержит большое количество водоохлаждаемых элементов, качество сварки и герметичность этих узлов являются очень важными показателями надежности работы печей в эксплуатации. Примером в этом отношении может служить изготовление водоохлаждаемых элементов на предприятии «ФуксМетмаш», г. Череповец. Здесь уделяется большое внимание качеству поступающего металла. Каждая партия стального проката поступает с сертификатом качества, содержащим данные о химическом составе металла и механических свойствах. Независимо от этого, образцы каждой партии металла подвергаются химическому анализу и механическим испытаниям, лаборатория подтверждает соответствующую марку стали; в отдельных случаях проверяется микроструктура. Лаборатория обеспечивает 100 %-ный контроль поступающих металлов.

Водоохлаждаемые трубные сварные изделия трижды подвергаются испытаниям с целью проверки герметичности: вначале с помощью сжатого воздуха проверяется герметичность сегментов, затем проводятся гидроиспытания сваренных изделий в целом (например, при 12 атм в течение 15 мин) и в третий раз в присутствии представителя заказчика.

Готовая продукция сопровождается проверочным листом, в котором указываются давление воды и продолжительность гидроиспытаний, результаты проверки сварных швов (рентгеноскопия, ультразвуковой и магнитный контроль), подтверждается проведение термообработки; документ подписывается ответственным лицом. К проверочному листу прикладываются сведения о сварщиках, копии их удостоверений, копия сертификата качества на металл, копия акта проверки сварочных электродов и присадочных материалов, копии протоколов входного контроля (химический анализ металла) и гидроиспытаний.

Тщательный контроль качества поступающего металла, качества сварных швов (100 %-ный контроль сварных швов ультразвуком или рентгеном производится на сборочном участке) и герметичнос-

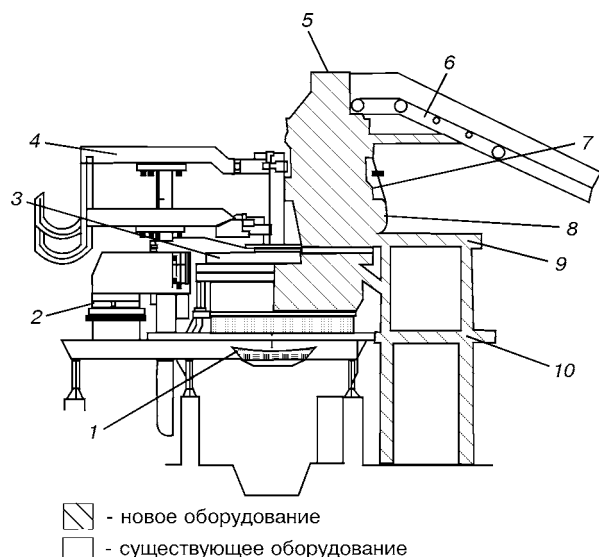


Рис. 1. Схема шахтной дуговой печи с удерживающими пальцами: 1 — люлька; 2 — портал; 3 — свод; 4 — токопроводящие консоли; 5 — колпак отходящих газов; 6 — конвейер подачи скрапа; 7 — шахта/пальцы; 8 — механизм подъема/перемещения; 9 — стальная конструкция; 10 — площадка

ти водоохлаждаемых узлов производится также на фирме «ФАИ Фокус».

Наряду с испытаниями, связанными с измерениями, в процессе сертификации дуговых сталеплавильных печей проводится оценка (визуально и на основе анализа конструкторской документации) соответствия конструкции печей требованиям безопасности, предъявляемым соответствующими стандартами. При этом обращается внимание на оборудование укрытий зон газовыделения, присоединенных к вытяжной вентиляционной системе с устройством для очистки отходящих газов; наличие пульта управления в отдельном помещении и световых табло, информирующих о ходе технологического процесса; обеспечение эксплуатационной документацией, в том числе по технике безопасности; наличие световой сигнализации, контроля режима охлаждения заземляющих устройств; указание в технической документации допустимого предела тока утечки; наличие запасных систем водоохлаждения; наличие автоматических выключателей, плавких предохранителей и необходимых блокировок; обеспечение недоступности частей, находящихся под напряжением, для случайного прикосновения; наличие противопожарной защиты и др.

На указанных предприятиях проводилась сертификация серийного выпуска дуговых печей, в процессе которой анализировалось состояние производства с целью определить условия, обеспечивающие стабильное получение характеристик, требуемых для сертифицированного оборудования. При этом оценивались наличие, состав и техническое обслуживание средств производства, уровень технологии производства и контроля качества продукции, в том числе входного контроля комплектующих и материалов. Наибольшее внимание уделялось особо ответственным технологическим процес-

сам — сварке и контролю герметичности водоохлаждаемых узлов.

При сертификации проводилась оценка прогрессивности новых технических решений по дуговым печам. Одним из таких решений является создание фирмой «ФАИ Фукс» шахтных дуговых сталеплавильных печей, в которых осуществляется утилизация отходящих газов во время плавки, подогрев лома до температуры 800 °С перед загрузкой его в печь, удержание и подача шихты из шахты с помощью так называемых удерживающих пальцев. Эта конструкция печи позволяет значительно сократить расход электроэнергии и продолжительность плавки. Схема шахтной печи показана на рис. 1.

Объем шахты таков, что вся шихта, необходимая для плавки, загружается в печь перед началом плавки [1]. Подогрев шихты в шахте производится не только за счет тепла отходящих газов, но и за счет тепла, образующегося в результате протекания экзотермических химических реакций при дожигании. Шахта печи выполнена как самонесущая конструкция и полностью оснащена водоохлаждающими элементами. Фирмой «ФАИ Фукс» разработаны одношахтные и двухшахтные дуговые печи. В мире уже эксплуатируется 28 шахтных печей, поставленных фирмой «ФАИ Фукс», в том числе на таких заводах как «Хильза», Монтерро, Мексика; «Коккериль-Самбре», Чарлерой, Бельгия; «SWG», Герлафинген, Швейцария; «Бирмингем Сталь», Мемфис, США; «Гуангджоу Дзуджанг Сталь», Гуангджоу, Китай; «Северсталь», Череповец, Россия и другие. На заводе «Северсталь» шахтная печь была введена в эксплуатацию в июле 1999 г. и к настоящему времени выдала более 2 млн тонн стали [2]. В этой печи используются любые сочетания из лома, железа прямого восстановления, железа в брикетах горячего прессования и жидкого чугуна. В процессе эксплуатации на ОАО «Северсталь» шахтная печь была оборудована панелями из чистой меди; кроме того, система пальцев и конструкция шахты были усилены с учетом использования в шихте тяжеловесного лома. После выпуска предыдущей плавки предварительно нагретый лом сбрасывается с пальцев шахты в печь. Опыт эксплуатации шахтной печи на ОАО «Северсталь» показал, что расход электроэнергии снижен на 100 кВт·ч/т в основном за счет подогрева лома. Срок окупаемости шахтной печи составил менее одного года. Продолжительность плавки сократилась со 100 до 55 мин. Кроме того, применение шахтной печи позволяет снизить расход электродов, на 20 % сокращаются выбросы пыли и газа в атмосферу. Опыт эксплуатации шахтной дуговой печи, поставленной фирмой «ФАИ Фукс», на заводе «Чинг-Чаган Шин Фай Стил Лтд» в Китае показал также, что эта печь обеспечивает точное автоматическое управление температурным режимом и химическим составом металла [3]. Проведенное нами в порядке инспекционного контроля за сертификационной продукцией двухсуточное наблюдение за работой шахтной

печи на ОАО «Северсталь» показало ее безотказную работу при отсутствии обслуживающего персонала на рабочей площадке с полным дистанционным компьютерным управлением с пульта.

Следует отметить и другие технические решения фирмы «ФАИ Фукс» по дуговым печам: система донного выпуска металла, полное оснащение печи водоохлаждаемыми элементами, применение газокислородных горелок, токопроводящие консоли электродов, применение водоохлаждаемой кислородной фурмы и др.

Одним из крупных достижений фирмы «ФАИ Фукс» является производство печей-ковшей, в которые переносятся конечные операции из электросталеплавильных агрегатов — конечное раскисление (например, алюминиевой или кальциевой проволокой), десульфурация (путем присадки шлакообразующих или вдувания кальциевого порошка), микролегирование, продувка инертными газами и т. д. Важнейшей функцией печей-ковшей является их «буферная», промежуточная функция между плавильными печами и машинами непрерывного литья заготовок; в печах-ковшах обеспечивается точное поддержание температуры стали для непрерывной разливки. В последние годы положительно зарекомендовали себя металлургические комплексы: электропечь — печь-ковш — МНЛЗ. Фирма «ФАИ Фукс» в последние годы поставила в Россию и СНГ сертифицированные нами печи-ковши на многие металлургические заводы: Молдавский, Волгоградский, Оскольский, Челябинский, Магнитогорский, Белорецкий, Череповецкий, Московский «Серп и молот», Санкт-Петербургский «Петросталь», а также на машиностроительные заводы Мотовилихинский, Орский и Уралмаш.

Важнейшей задачей при сертификации дуговых печей было определение безопасности и перспективы применения печей постоянного тока. Серьезным фактором безопасности печей постоянного тока является конструкция подового электрода, которая может быть связана с уходом жидкого металла в подину печи. С этой точки зрения нами изучены различные конструкции подовых электродов. В настоящее время в Европе существуют такие варианты конструкций подовых электродов, как магнетитографитовые электропроводные электроды, имеющие электрический контакт с металлом; воздухо- и водоохлаждаемые стальные электроды (множество стальных штырей, пластин или большие стальные цилиндры); так называемые ребристые аноды, состоящие из большого количества вертикально приваренных к горизонтальному днищу печи и расположенных в виде ячейки пчелиных сот тонких стальных плиточек (ребер), пространство между которыми заполняется и уплотняется монокристаллической магнетитовой массой, днище не охлаждается. Однако по имеющейся информации все эти варианты не получили широкого распространения из-за случаев аварийного ухода металла в подину. На ряде

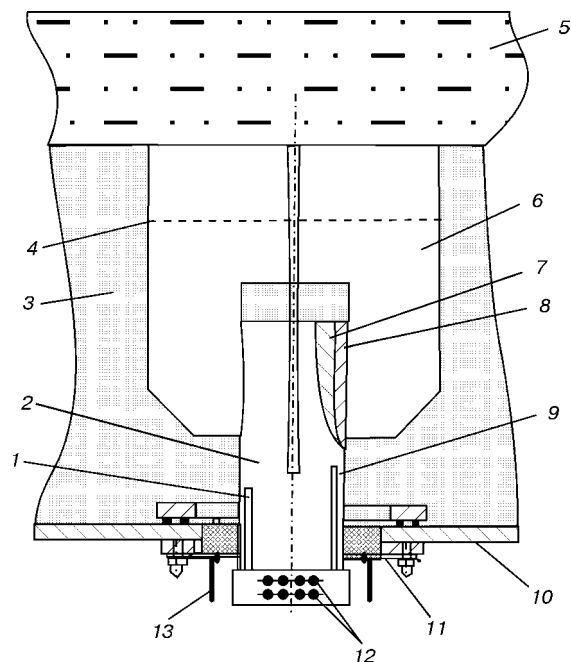


Рис. 2. Схема подового электрода: 1 — датчик температуры; 2 — подовый электрод; 3 — подина; 4 — линия резки листов при замене подины; 5 — расплав; 6 — стальные листы; 7 — медь; 8 — сталь; 9 — датчик температуры; 10 — днище печи; 11 — изолятор; 12 — каналы водоохлаждения; 13 — прибор для контроля изоляции

фирм по этой причине охладели к печам постоянного тока, несмотря на ряд их преимуществ. В последние годы в России применяется совершенно новая конструкция подовых электродов (фирмы «ЭКТА» и «МТФ»). Подовый электрод состоит из базы, представляющей собой стальную трубу, заполненную медью способом электрошлакового литья. К наружной стенке трубы приварены стальные листы, проходящие через подину и являющиеся сменной частью электрода. Водяное охлаждение электрода расположено вне кожуха печи. С помощью управляемого компьютерной программой преобразователя система подачи в печь обеспечивает такие вихревые потоки металла, которые не размывают подовый электрод. В России на ряде предприятий от 2 до 13 лет безаварийно работают печи постоянного тока с подовым электродом (рис. 2) описанной конструкции. Надежная конструкция подового электрода послужила решающим фактором распространения в России (в основном в литейных цехах) печей постоянного тока. В настоящее время печи постоянного тока успешно работают на заводах «Реалит», «МТФ» и «КАМАЗ» (г. Набережные Челны), Уралмаш (г. Екатеринбург), Балезинский литейно-механический завод (г. Балезино), «Курганмашзавод» (г. Курган), «Цветмет» (г. Казань), «Автоспецоборудование» (г. Чистополь), «Рудгормаш» (г. Воронеж), «Мотордеталь» (г. Кострома), «Ижсталь» (г. Ижевск); идет ввод в эксплуатацию печей постоянного тока и на ряде других предприятий России [4]. За рубежом работают печи постоянного тока емкостью до 200 т [5].



Анализ эксплуатации печей постоянного тока на предприятиях России показал ряд преимуществ печей постоянного тока: снижение расхода электродов в 2–4 раза (на Курганском машиностроительном заводе до 1,4 кг/т); стабильность горения дуги, длительность периода плавления в 5-тонной печи сокращается на 15...20 мин; лучшее перемешивание металла; меньший угар легирующих; сокращение газопылевых выбросов по сравнению с печами переменного тока в 2,65 раза; повышение стойкости футеровки стен; снижение, как отмечено выше, уровня шума; экономия электроэнергии (23 %). Эти выводы подтверждает ряд авторов [6–9].

В последнее время дуговые печи постоянного тока применяются также для плавки чугуновой стружки [10], тяжелых цветных металлов [11] и карбида кальция [12].

### Выводы

1. Сертификация дуговых сталеплавильных печей на предприятиях «ФАИ Фукс» (Германия), «ЭКТА», «МТФ», «ФуксМетмаш» (все — Россия), «Даниэли» (Италия) показала положительные результаты.

2. Отработана методика сертификации дуговых сталеплавильных печей.

3. Крупными техническими достижениями являются разработка и поставка фирмой «ФАИ Фукс» шахтных дуговых сталеплавильных печей и печей-ковшей.

4. Разработка и применение предприятиями «ЭКТА» и «МТФ» новой медно-стальной конструкции подового электрода в сочетании с управлением через преобразователь вихревыми потоками жидкого металла обеспечивает надежную работу дуговых печей постоянного тока.

5. Дуговые печи постоянного тока имеют широкую перспективу применения.

1. *Современные* высокоэффективные печи для оснащения электросталеплавильных цехов / Г. Фукс, Х. Кнапп, К. Гёлер, Б. Пельц. — Фукс-Системтехник, 1998. — 15 с.
2. *Фукс Г., Нархольц Т., Гёлер К.* Первый опыт эксплуатации шахтной печи «Фукс» с удерживающими пальцами в ОАО «Северсталь» // *Электрометаллургия*. — 2001. — №11. — С. 11–15.
3. *Работа* электродуговой печи с шахтным подогревателем на компактном мини-заводе в Китае / Р. Чен, Ю. Лну, Г. Фукс, Т. П. Нгай // *Stell Times International*, ноябрь 1998.
4. *Стомахин А. Я.* О работе VII конгресса сталеплавильщиков // *Электрометаллургия*. — 2003. — № 2. — С. 36–37.
5. *Смоляренко В. Д.* Нарастающий успех электрометаллургии в производстве стали // Там же. — № 8. — С. 46–47.
6. *Миляев А. Ф., Кадников С. В.* Выбор типа и емкости агрегатов для выплавки чугуна и стали в литейных цехах // Там же. — 2002. — № 11. — С. 26–34.
7. *Первый* этап освоения дуговой сталеплавильной печи постоянного тока в ОАО «Курганмашзавод» / А. В. Афонаскин, И. Д. Андреев, Н. С. Власов и др. // Там же. — № 4. — С. 16–19.
8. *Еще раз* о работе дуговых печей постоянного тока на СЧЛЗ ОАО «Курганмашзавод» / А. В. Афонаскин, И. Д. Андреев, В. С. Малиновский, Д. В. Князев // *Литейное производство*. — 2002. — № 7. — С. 29–30.
9. *Окороков Г. Н., Крутянский М. М.* Некоторые особенности дуговых печей постоянного и переменного тока как металлургических агрегатов // *Электрометаллургия*. — 2003. — № 6. — С. 15–18.
10. *Агрегат* дуговых печей постоянного тока для плавки чугуновой стружки / Н. С. Овсов, В. С. Малиновский, Д. А. Мирионков, Л. В. Ярных // *Литейное производство*. — 2003. — № 4. — С. 23–25.
11. *Тарасов А. В., Парецкий В. М.* Современный взгляд на роль электроплавки в производстве тяжелых цветных металлов // *Электрометаллургия*. — 2003. — № 5. — С. 12–23.
12. *Земляков В. И., Пономарев С. В., Фарнасов Г. А.* Дуговая печь постоянного тока для выплавки карбида кальция // Там же. — 2002. — № 7. — С. 6–8.

АНО «НТЦ «Стандартэлектро-С», Москва

Поступила 10.11.2003





УДК 669.187.004.18

## УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ КУСКОВОГО ТЕРМОАНТРАЦИТА В ТОНКОМ СЛОЕ

В. В. Быковец, В. И. Лакомский, В. П. Кириленко

Представлены результаты измерения удельного электрического сопротивления дробленого термоантрацита трех фракционных составов, используемых в электрокальцинаторах. Измерения проводились в тонких слоях угля. Впервые вычислены значения радиуса приведенного  $a$ -пятна электрического контакта между зернами угля в условиях отсутствия внешнего давления на слой угля.

Results of measurement of specific electric resistance of crushed thermoanthracite of three fractional compositions used in electric calcinators are presented. The measurements were made in coal thin layers. For the first time, the values of radius of a given  $a$ -spot of electric contact between the coal grains under the conditions of absence of external pressure on the coal layer were calculated.

**Ключевые слова:** удельное электрическое сопротивление; термоантрацит;  $a$ -пятно; электроконтакт на антраците; давление

Для изучения процессов электрического нагрева термоантрацита в шахтной печи-кальцинаторе необходимо знать его удельное электрическое сопротивление (УЭС) как до измельчения, так и сыпучей смеси этого материала различного фракционного состава без наложения внешнего давления и при определенном внешнем давлении на слой дробленого угля.

Что касается удельного электрического сопротивления самого термоантрацита, т. е. внутреннего сопротивления материала, то наши измерения показали, что в пределах одной партии угля, полученного с Центральной обогатительной фабрики «Обуховская» объединения «Гуковантрацит», оно колеблется от 74,8 до 134,1 мкОм·м [1].

Внешнее электрическое сопротивление дробленого термоантрацита, как известно [2], зависит от степени дробления угля и его насыпной массы, что можно легко трансформировать в давление на сыпучий материал. Причем под давлением следует рассматривать и давление вышележащих слоев угля, если он лежит в довольно толстом слое, и внешнее давление в виде механической нагрузки на слой термоантрацита.

В настоящей статье представлены результаты измерений УЭС тонкого слоя термоантрацита. Тонким мы называем такой слой, давлением которого можно пренебречь. В нашем случае это будет слой тол-

щиной 210... 250 мм. При насыпной массе термоантрацита  $\sim 1$  кг/дм<sup>3</sup> давление этого слоя на самый нижний монослой угля составит всего лишь 2 кПа. Кроме того, в масштабе мощного электрокальцинатора, в котором столб угля только в межэлектродном пространстве составляет 2 м, а в целом достигает 4 м, вне всякого сомнения, можно рассматривать как тонкий слой.

Разумеется, и в этих условиях распределение электрического тока по поперечному сечению слоя шихты будет неравномерным — в нижней части слоя будет наблюдаться наибольшая плотность тока, а в верхней части она будет пренебрежимо мала. Несмотря на это, расчет мы ведем, исходя из предположения равномерной плотности тока. Это тоже одно из условий понятия тонкого слоя.

Известно [3], что электрический ток по массе сыпучей смеси электропроводного термоантрацита протекает путем преодоления сопротивления каждого куска сыпучей массы, участвующего в передаче тока, и, главное, путем преодоления контактного сопротивления мест перехода тока из одного куска угля в другой. Здесь уместно будет отметить, что контактное сопротивление любого электропроводного материала, а угля в особенности, всегда намного превышает сопротивление самого материала.

В классическом труде Р. Хольма [4] впервые было введено понятие  $a$ -пятна, представляющего собой сумму реальных мест перехода электрического тока, да и теплового кондуктивного потока тоже [5],

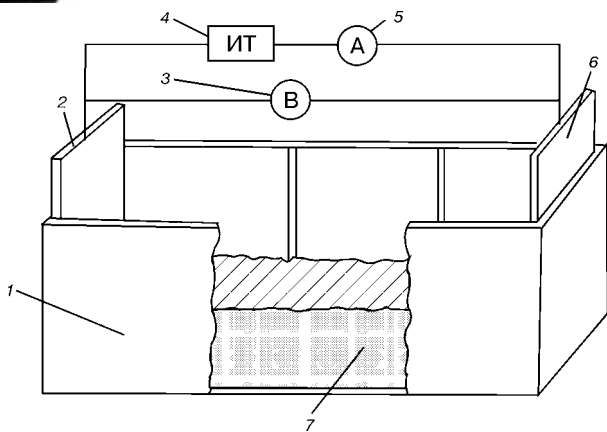


Схема опытной установки: 1 — асбоцементный ящик для угольной шихты; 2, 6 — металлические электроды соответственно неподвижный и подвижный; 3 — вольтметр; 4 — источник тока; 5 — амперметр; 7 — слой антрацита

из одного твердого тела в другое. Электрический ток, проходя через  $a$ -пятно, которое очень мало по сравнению с зерном термоантрацита, преодолевает так называемое сопротивление стягивания, определяемое по Р. Хольму как

$$R_k = \frac{\rho_0}{2a},$$

где  $\rho_0$  — удельное электрическое сопротивление термоантрацита;  $a$  — радиус  $a$ -пятна.

Расчетная величина  $a$  представляет собой приведенный радиус контактного пятна, который в действительности составляет сумму элементарных чрезвычайно мелких мест перехода электрического тока из одного куска термоантрацита в другой. Природа этих пятен действительного контакта такова, что они располагаются колониями неравномерно по всей контактной поверхности [4]. В работе [5] показано, что на таких хрупких материалах, как антрацит контактные пятна обычно имеют круглую форму.

Контактное электросопротивление по сути своей представляет собой сумму сопротивления стягивания и сопротивления адсорбционных пленок на контактной поверхности. В случае использования термоантрацита — материала, подвергнутого высокотемпературной обработке, сопротивлением пленок можно пренебречь и считать, что его контактное сопротивление равно сопротивлению стягивания.

В работе [3] было показано, что удельное электрическое сопротивление сыпучего материала твердых тел  $\rho_{см}$ , или как его еще называют внешнее сопротивление, можно получить расчетным путем, если воспользоваться концепцией  $a$ -пятна. В этом случае

$$\rho_{см} = \rho_0 \frac{r}{a}$$

и тогда, зная внутреннее удельное электрическое сопротивление, можно рассчитать удельное электрическое сопротивление для каждой фракции термоантрацита радиусом  $r$ , если будет известно значение  $a$ .

Авторы поставили себе цель экспериментально определить значение  $a$  для трех фракций термоантрацита, используемых в электрическом кальцинаторе. Для этого применили цеховой электрический подогреватель угольной шихты в производстве угольной массы самоспекающихся электродов Содерберга, слегка реконструировав его.

На рисунке показана схема этого подогревателя. Он состоит из прямоугольного ящика, изготовленного из асбоцементных плит, в который помещены два плоских электрода из нержавеющей стали. Левый электрод неподвижный, а правый — перемещаемый, и может находиться на расстоянии 500; 1000 и 1500 мм от левого. В указанный ящик засыпается термоантрацит определенного фракционного состава (4... 6; 6... 8 и 8... 10 мм), к электродам подключается источник переменного тока. Затем в ходе опыта измеряется значение тока и напряжения между электродами.

Как видно из сказанного, опыт очень простой. В ходе его проведения мы получаем значения тока и напряжения на трех разных расстояниях между электродами для каждого фракционного состава в отдельности. Чтобы исключить влияние переходного сопротивления на границе раздела уголь–электрод, по экспериментальным данным строили график зависимости сопротивления при прохождении тока по слою дробленого термоантрацита сечением  $s$  от длины пути тока  $l$  как для обычного линейного проводника

$$\frac{U}{I} = \rho_{см} \frac{l}{s}.$$

Зависимость сопротивления от длины пути тока в данных условиях представляет собой линейную функцию, не проходящую через начало координат, и поэтому по наклону кривой зависимости можно было легко определить значение удельного электрического сопротивления термоантрацита, так как сечение слоя угля известно из прямых замеров. Кстати, ширина слоя термоантрацита в ящике величина постоянная и составляла 900 мм, а высота слоя термоантрацита в опытах колебалась в пределах 210... 250 мм. Полученные экспериментальные данные приведены в таблице.

Фракция угля, мм	Параметры слоя угля			
	Длина пути тока, м	Ток, А	Напряжение, В	Сопротивление, Ом
4... 6	0,5	310	23,3	0,075
	1,0	170	24,4	0,144
	1,5	185	24,9	0,293
6... 8	0,5	230	24,0	0,104
	1,0	110	25,2	0,229
	1,5	80	24,9	0,311
8... 10	0,5	215	24,5	0,114
	1,0	99	25,0	0,253
	1,5	70	25,0	0,357

Как видно из таблицы, чем крупнее фракция угля, тем выше электрическое сопротивление слоя термоантрацита и меньше значение тока, протекающего через этот слой.

В результате расчета мы получили следующие значения УЭС термоантрацита: для фракции 4...6 мм — 41460 мкОм·м, для фракции 6...8 мм — 42850 мкОм·м и для фракции 8...10 мм — 44980 мкОм·м.

Приняв среднее арифметическое значение УЭС термоантрацита за 104,45 мкОм·м [1], мы рассчитали радиус приведенного  $a$ -пятна для испытываемых фракций термоантрацита. Он составил для мелкой фракции 6 мкм, для средней фракции 8 мкм и для крупной фракции 10 мкм.

Если слой термоантрацита нагрузить внешней силой, создающей удельное давление на уголь 4 кПа, то приведенный радиус  $a$ -пятна на частицах угля мелкой фракции возрастет до 8 мкм, а крупной до 13 мкм.

Таким образом, опыты показали, что приведенный радиус контактного пятна на термоантраците растет как с увеличением размера зерен сыпучего материала, так и с ростом давления на контактные поверхности, что хорошо подтверждает контактную теорию Р. Хольма [4].

1. *Быковец В. В., Лакомский В. И.* Удельное электрическое сопротивление термоантрацита // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
2. *Агроскин А. А.* Физические свойства угля. — М.: Металлургиздат, 1961. — 309 с.
3. *Лакомский В. И.* Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава. // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
4. *Хольм Р.* Электрические контакты. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 464 с.
5. *Шлыков Ю. П., Гашин Е. А., Царевский С. Н.* Контактное термическое сопротивление. — М.: Энергия, 1977. — 328 с.

ОАО «Украинский графит», Запорожье

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

Поступила 09.06.2003

## НОВАЯ КНИГА

### **Прогресивні матеріали і технології: У 2-х т. —**

Київ: Академперіодика, 2003. — Т. 1. — XXVI с. + 421 с.

(Присвячується 85-річчю академіка Бориса Євгеновича ПАТОНА

Президента Національної академії наук України)

Двухтомное издание посвящено наиболее актуальным проблемам современного материаловедения — созданию материалов с предварительно заданными свойствами, методам их соединения и обработки. Рассмотрено состояние научных исследований по данной проблеме за последние три десятилетия. Дан прогноз их дальнейшего развития. Статьи написаны крупнейшими современными учеными-материаловедами.

В первый том включены следующие разделы: сварочные процессы и материалы (5 ст.); металлургические процессы и технологии (7 ст.); конструкционные материалы (7 ст.).

Во второй том включены разделы: функциональные материалы; материалы с особыми физическими свойствами; надежность и прогнозирование свойств материалов.

Книга предназначена для специалистов в различных областях материаловедения, а также для преподавателей, аспирантов и студентов вузов.





## В. П. ИЖЕВСКИЙ — У ИСТОКОВ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

А. М. Жадкевич

Описана жизнь и деятельность основателя кафедры металлургии Киевского политехнического института профессора В. П. Ижевского. В начале XX в. он разработал оригинальную конструкцию электроплавильной печи барабанного типа, дал теорию расчета доменной шихты, исследовал причины и предложил меры по устранению зависания шихты. В металлургии до настоящего времени применяются реактивы Ижевского. В 1920-х годах ученый работал также над конструкцией газогенератора. Особым вкладом В. П. Ижевского в электрометаллургию следует считать принцип использования тепла, выделяющегося при прохождении тока через расплавленный шлак, для плавления металла.

The article describes the life and activity of Prof. V. P. Izhevsky, the founder of Metallurgy Chair at the Kiev Polytechnical Institute. At the beginning of the XX century he developed the unique design of electric melting furnace of a drum type, created a theory of calculation of blast furnace charge and studied the causes and suggested the measures for charge hanging prevention. Reagents of Izhevsky are still used in metals science. In the 1920s the scientist was working also on the design of a gas generator. A principle of use of the heat generating by current passing through the molten slag for metal melting can be considered as the most important contribution made by V. P. Izhevsky to the electric metallurgy.

**Ключевые слова:** электрометаллургия; доменное производство; металлография; газогенератор; история техники; научная школа



Василий Петрович Ижевский родился 3 (15) июня 1863 г. в семье чиновника в г. Рязани [1]. В 1881 г. он поступил в Московский университет на естественное отделение физико-математического факультета, где увлекся химией. По окончании университета В. П. Ижевского оставляют ассистентом на кафедре химии, однако вскоре ему приходится покинуть государственную службу, так как он находился

под надзором полиции за участие в студенческих волнениях. В университет Василий Петрович возвращается только через пять лет — в 1892 г. он поступает лаборантом на кафедру фармакологии, руководит практическими занятиями по качественному и количественному химическому анализу. Такую же работу он выполняет и в сельскохозяйственном институте, куда перешел в 1895 г. Здесь под руководством профессора, химика-органика М. И. Коновалова начинается его научная деятельность. Ижевский разрабатывает точные методы анализа, в частности мышьяка в крови, способы получения ряда органических веществ.

Одновременно с написанием научных статей и докладов он активно участвует в работе обществ по распространению знаний: Комитета грамотности, Комиссии по домашнему чтению и др. Очерк о составе, свойствах и значении воды является образцом популярного изложения отдельных разделов науки [2].

В 1899 г., вскоре после открытия Киевского политехнического института, преподавать химию туда был приглашен Коновалов. В. П. Ижевскому, приехавшему с руководителем, предлагают вести занятия по металлургии.

Для специалиста-химика такое предложение было почти естественным. (Так, Д. И. Менделеев, интересовавшийся делами института, называл металлургию «химией высоких температур».) Впоследствии выдающийся советский металлург, ученик Ижевского академик И. П. Бардин напишет, что «серьезная научная подготовка Ижевского была его главной силой. Он пришел в металлургию с хорошими знаниями химии и физики... С первых шагов своей профессорской деятельности В. П. Ижевский

\* О месте рождения В. П. Ижевского имеются разноречивые данные: в Большой советской энциклопедии, 3-е изд., 1972 г., в Украинській радянській енциклопедії, 1980 р. и ряде некрологов указана Рязань; в статье [1] Е. П. Шевченко, ссылаясь на записку самого Ижевского, указывает Казань.



все силы и знания отдавал прежде всего российской металлургии. Поскольку ему предстояло заняться подготовкой инженеров для руководящей работы на заводах, помимо лабораторной практики, он усиленно занялся изучением работы доменных и мартеновских печей, конвертеров непосредственно на металлургических заводах» [3].

В течение двух лет, с осени 1900 г., Василий Петрович находился в научной командировке на отечественных и иностранных (в Германии и Франции) заводах и вузах, где изучает металлургию и металлографию. Он не только овладел теорией и практикой производства металлов, но и начал выдвигать и реализовывать собственные идеи.

Его первые работы в качестве металлурга касались доменной плавки [4] и исследований микроструктур закаленной стали [5] и сразу же привлекли внимание коллег. Не прошло и двух лет, как В. П. Ижевский впервые в мире ввел в металлургию систему молекулярного расчета на конкретном примере (применительно к определению количества марганцевой руды в доменной плавке) [4]. Еще одна приоритетная работа относится к термообработке. Впервые в мировой практике В. П. Ижевский начал нагревать стали перед закалкой в расплавленных солях. При этом он внес вклад и в микрографический анализ структур закаленной стали. Для дифференциации перлита молодой ученый разработал раствор, вошедший в историю под названием «реактива Ижевского» [5]. Идея «электрической цементации» железа, разработанная Ижевским, заключалась в следующем: цементируемое изделие (чаще всего стержни) помещались в стеклянные или другие емкости, в которых «циркулировал с определенной скоростью поток светильного газа метана» и через само изделие пропускаться электрический ток малого напряжения (до 15 В) и большой силы (до 3000 А), нагревавший изделие до красного каления. Этот способ имел преимущества по сравнению с известным и дал положительные результаты при внедрении [6].

Возвратившись в Киев, Ижевский организует в Киевском политехническом институте кафедру металлургии, подготавливает курс лекций, внимательно следит за развитием науки о металле, за всеми новинками заводской практики. Его лекции всегда охотно посещались студентами. «Он никогда не ограничивался описанием только существующего состояния той или иной дисциплины, а всегда приподнимал завесу будущего, и не только ближайшего, но и рисовал весьма отдаленную перспективу», — вспоминал акад. И. П. Бардин [3]. Ижевский, как и многие его коллеги, стремился не только передать технические знания, но и воспитать чувство гордости за отечественную науку и ответственности за свою деятельность. Именно эти цели ставил он уже в своей первой лекции [7].

Гордостью кафедры и всего института была металлургическая лаборатория, оборудованная сталеплавильными печами различной конструкции и печами для термообработки, в том числе спроектированными самим В. П. Ижевским. Студенты получали знания, необходимые для успешной производственной деятельности. Для научных исследований в лаборатории имелись микроскопы и раз-

личные испытательные машины и приборы. В программу лабораторных занятий входило изготовление шлифов, изучение структур, определение механических свойств и химического состава металлов и т. п. Значительное внимание В. П. Ижевский уделял производственному обучению. В течение учебного года он проводил экскурсии на заводах Киева, на практику выезжал со студентами на Донбасс, Урал и другие регионы с высокоразвитой металлургической промышленностью.

Одновременно с преподавательской деятельностью В. П. Ижевский продолжал заниматься научной работой, в частности исследовал условия схода шихты в доменных печах. Здесь Ижевскому удалось решить серьезную проблему металлургического производства — объяснить причины зависания шихты при выплавке чугуна, что приводило к нарушениям процесса плавки и авариям. В 1905 г. эту работу он защитил в качестве диссертации на звание адъюнкта химической технологии и был утвержден в должности профессора металлургии [1].

Еще в 1901 г., изучая работы по плавке металлов в электрических печах, В. П. Ижевский заинтересовался вопросами электрометаллургии. Он составил классификацию печей в зависимости от принципа нагрева. Наиболее прогрессивными с точки зрения В. П. Ижевского были печи, в которых нагрев производился теплом тока, проходящего непосредственно через металл. Однако промышленную технологию в то время создать никому не удалось, потому что для плавления металла требовался ток большой силы. К бесперспективным направлениям развития электрометаллургии ученый отнес и технологии, основанные на использовании тепла, выделяющегося в шлаке, покрывающем металл.

16 января 1904 г. В. П. Ижевский выступил с докладом «Электрометаллургия стали и железа» на заседании Императорского русского технического общества. В выступлении он отметил, что принципиальная возможность электрической выплавки стали была доказана еще Депре в 1849 г., обнадеживающие результаты получены Сименсами в 1882 г., однако внимание к электрометаллургии недостаточно. В. П. Ижевский высказал предположение, что наиболее рациональным методом «является непосредственное применение электрического нагрева к жидкому чугуну, выходящему из доменных печей современного типа» [8].

В XIX в. электротехниками разных стран созданы и внедрены в эксплуатацию несколько видов промышленных электропечей сопротивления, использующих метод прямого нагрева, т. е. таких конструкций, в которых преобразование электрической энергии в тепловую происходит за счет прохождения тока через нагреваемый материал, исключенный в электрическую цепь [9]. Однако использование такого метода нагрева в промышленной практике возможно только в ограниченной области. Изучив печи Э. Стасанно, П. Эру и др., Ижевский увидел их недостатки и пришел к выводу, что большими техническими возможностями обладают печи косвенного нагрева, т. е. такие печи, в которых преобразование энергии в тепловую происходит в проводниках второго класса, например в кирпичных стенках.

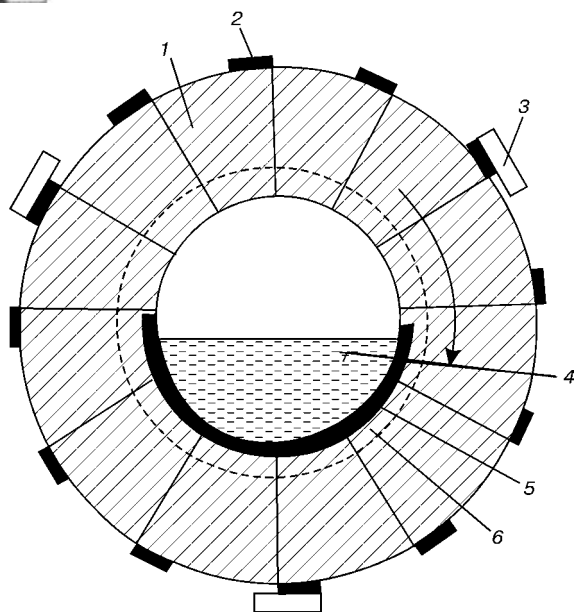


Схема электроплавильной печи В. П. Ижевского, построенной на Александровском заводе в Екатеринославе: 1 — кирпичи; 2 — электроды, верхние части которых являются коллекторами; 3 — электрические щетки, закрепленные неподвижно, тогда как печь вращается; 4 — жидкий металл, остающийся на дне; 5 — слой расплавленного шлака; 6 — участки раскаленной футеровки

Вместе с тем В. П. Ижевский видел и недостатки конкретных конструкций таких печей: необходимость нагрева всей массы стенок печи, трудности подвода тока к вращающейся печи из-за искрения щеток. Несколько лет ученый занимался устранением этих и других недостатков и разработал принципиально новую конструкцию. (Первое сообщение о конструкции печи было опубликовано в 1907 г.) [10].

Печь Ижевского была предназначена для плавки стали и цветных металлов. Она представляла собой выполненный из листовой стали горизонтальный барабан, вращающийся на катках, футерованный шамотными, магнезитовыми или диносовыми кирпичами. В радиальных пазах футеровки между кирпичами устанавливались электроды из листовой стали, к которым подводился электрический ток от коллектора с использованием скользящих контактов.

Во время работы печь вращалась и вся кирпичная кладка входила в соприкосновение с расплавленным металлом, отдавая ему свое тепло, что также предохраняло футеровку от перегрева. Печь была изготовлена в мастерских Киевского политехнического института и предназначалась для опытных плавки в лаборатории. Она могла работать на постоянном или переменном токе и на рабочем напряжении от 100 В и выше. В дальнейшем автор работал над усовершенствованием печи и получил патенты на свое изобретение в США (пат. 847003 от 12 марта 1907 г.) и Германии (пат. 187089 от 25 марта 1907 г.). Вторая печь В. П. Ижевского была установлена на заводе «Арсенал» в Киеве, а третья емкостью 100 кг — на Александровском заводе Брянского акционерного общества в Екатеринославе (ныне Днепропетровский завод им. Г. И. Петровского). Эти печи использовались в основном для плавки цветных металлов [10, 11].

Эксплуатация печи В. П. Ижевского оказалась сложной. Перед каждым ее пуском футеровку не-

обходимо было разогреть докрасна при помощи форсунки или газовой горелки. Другими ее недостатками были дугообразование на скользящем контакте и недостаточная стойкость железных электродов. Вскоре ученый устранил эти недостатки — избавился от искрения, увеличив число секций на коллекторе и соединив их с электродами поперечно, благодаря чему каждый электрод включался постепенно при меньшем напряжении, а регулировать процесс можно было включением различного количества щеток. Существенным преимуществом печи (рисунок) было то, что электрический ток проходил не в толще проводника (стенки), а вдоль тонкого слоя поверхности глазури и слоя шлака, покрывающего стенки [12, 13].

Следует отметить, что в работах, посвященных изучению вклада Ижевского в электрометаллургию (в том числе и содержащих подробный анализ особенностей конструкции печей [14, 15]), не усматривается связь между способом плавления металла в печи Ижевского и современной электрошлаковой технологией. Необходимо отметить, что в обеих технологиях в нагреве расплавленного металла участвует тепло, выделяющееся при прохождении тока через шлак.

Оригинальные идеи Ижевского легли в основу нового класса печей и в дальнейшем получили развитие за рубежом и в СССР. Так, в 1915 г. Х. В. Жилет (США) разработал дуговую плавильную печь косвенного нагрева с горизонтальным расположением электродов. Одно из важных конструктивных решений — вращение ванны — было заимствовано у В. П. Ижевского.

Существенные элементы изобретений Ижевского были использованы американскими фирмами «Детройт рокинг электрик фернес» в 1918 г. и примерно в то же время фирмой «Бутс» в барабанных печах для плавки медных сплавов и чугуна. Только за три года (к марту 1921 г.) в США таких печей было изготовлено 97 емкостью от 100 кг до нескольких тонн. В 1960 г. парк печей «Детройт» во всем мире насчитывал тысячи единиц [16]. В 1937 г. на заводе «Фискао» (Норвегия) была пущена первая ферросплавная печь также с вращением ванны; в 1957 г. фирмой «Элкем» (Швеция) — печь для рудовосстановительных процессов.

Значительный вклад в становление электрометаллургии в начале XX в. внесли российские ученые и изобретатели В. С. Миткевич, А. И. Дегтярев, А. Н. Лодыгин, С. С. Штейнберг, А. Ф. Грамолин и др. В 1917 г. состоялся пуск первого специализированного электросталеплавильного завода «Электросталь» в г. Богородске (ныне г. Электросталь). В Украине путь практическому применению электроэнергии для плавки металлов был открыт в 1919 г. с пуском в железнодорожных мастерских г. Екатеринослава сталеплавильной печи с вращающейся дугой, сконструированной Г. С. Евреиновым и С. И. Тельновым.

В годы первых пятилеток в СССР были разработаны оригинальные дуговые и индукционные печи, налажено их массовое производство. В 1934 г. Советский Союз по производству высококачественной электростали занял первое место в Европе, а в 1937 г. вышел на первое место в мире, обогнав США.



В послереволюционные годы Ижевский активно включился в решение задач по восстановлению промышленности. Зная о трудностях в топливно-энергетической отрасли, он принимается за усовершенствование газогенераторов, разрабатывает «тепловик» — универсальный газогенератор для сухой перегонки твердого топлива (дров, торфа, угля, всевозможных отбросов). Этот газогенератор обеспечивал получение высококачественного металлургического угля, жидких продуктов (деготь, спирты, скипидар, ацетон, кислоты) и горючего газа (угарного), богатого водородом и метаном. В 1921 г. была впервые описана конструкция, а в 1924 г. проведен термохимический расчет «тепловика Ижевского» [17, 18]. Новый газогенератор был испытан на киевском заводе «Большевик», причем все теоретические расчеты получили свое подтверждение, а эффективность работы нового генератора была выше эффективности работы известных зарубежных установок [19]. Коэффициент использования древесины в «тепловике» составил 80 %, а энергия полученных газов — 86 % тепловой энергии добытого древесного угля. Обслуживание газогенератора не требовало квалифицированных специалистов. В течение двух лет в печати велась дискуссия о возможностях и преимуществах применения изобретения В. П. Ижевского на уральских заводах, в Украине, в Карелии [20]. (Смерть помешала автору завершить эту работу.)

В 1931 г. профессор КПИ А. П. Соколов усовершенствовал конструкцию газогенератора Ижевского, испытание которого в лаборатории Киевского отделения научно-исследовательского института промышленности доказало перспективность его применения на металлургических, машиностроительных, лесохимических и других заводах [21]. В мировую теорию и практику производства генераторного газа устройство В. П. Ижевского вошло как пример удачной конструкции, в которой использован прямочный процесс.

В 1995–1996 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона был спроектирован газогенератор, вырабатывавший из отходов древесины газ для двигателей внутреннего сгорания. Генераторы успешно использовались для питания двигателей легковых автомобилей (как известно, обычно работающих на бензине) без их переделки и с незначительной переделкой двигателей, работающих на дизтопливе.

Последней работой Василия Петровича была статья о повышении качества стали и развитии в Советском Союзе бессемеровского производства. В статье подчеркивалось, что отечественные металлурги внесли существенный вклад в исследование процесса бессемерования и что мастером Днепропетровского завода (ныне завода им. Ф. Э. Дзержинского) И. С. Оховцем предложен эффективный способ получения дешевой стали.

Научные труды Ижевского положили начало нескольким направлениям развития технологий [22]. Подготовленные им специалисты высшей квалификации продолжили славу научной школы КПИ в электрометаллургии и решили множество технических и организационных проблем производства металлов.

В некрологах и воспоминаниях В. П. Ижевский характеризовался не только как крупный ученый, но и как большой патриот, чуткий, отзывчивый человек [3, 23–25].

Его научно-технические статьи нередко содержали исторические оценки вклада отечественных ученых (Д. К. Чернова и др.). Так, в сообщении на 5-м Всероссийском электротехническом съезде ученый из Киевского политехнического института отмечал, что «электросталь будет вполне способна вернуть России господство на мировом рынке, утерянное сто лет назад» [12].

В. П. Ижевский умер в 1926 г., когда в СССР только начиналась индустриализация. Однако его научные идеи и созданные им конструкции широко использовались в период реконструкции советской металлургии.

В заключение следует сказать, что кафедру металлургии в Киевском политехническом институте в 1903 г. организовал В. П. Ижевский. Он внес в развитие металлургической промышленности России заметный вклад: решил ряд проблем, возникающих при эксплуатации доменных печей, выступил за развитие в России бессемеровского способа производства стали. Научные труды В. П. Ижевского посвящены исследованию процессов, протекающих в доменных печах, им разработан метод расчета доменной шихты по молекулярному весу составляющих шихты; для металлографических исследований Ижевский составил реактивы, в том числе и для выявления перлита и карбидов.

Заметную роль в развитии электрометаллургии сыграли оригинальные конструкции электропечей Ижевского. В 1905 г. Ижевский предложил применять в качестве нагревателей проводники второго класса, предвосхитив идею нагрева и плавления металла теплом расплавленного шлака, нагреваемого проходящим током.

1. Шевченко Е. П. Василий Петрович Ижевский // Вестник машиностроения. — 1951. — № 11. — С. 82–83.
2. Ижевский В. П. Вода // Сборник в помощь самообразованию. Т. 1, вып. 3. — М., 1898. — С. 79–97; 2-е изд. Т. 2, вып. 3. — М., 1900. — С. 83–106.
3. Бардин И. П. Профессор Василий Петрович Ижевский // Труды по истории техники. — М.: Наука, 1954. — Вып. V. — С. 70–85.
4. Izhevsky W. P. Zur Verwendung von Braunstein im Hochofen // Stahl und Eisen. — 1902. — № 4. — S. 240.
5. Фещенко-Чапковский И. А. Электрическая цементация железа и свойства полученного продукта // Журнал Русского металлургического общества. — 1913. — № 3. — Ч. 1. — С. 245–255.
6. Ижевский В. П. О социальном значении техники и о русской металлургии // Известия Киевского политехнического института. — Киев, 1903. — Кн. 1. Отдел физико-математический и химический. — С. 1–16.
7. Ижевский В. П. Электрометаллургия железа и стали // Сборник технических статей. Ежемесячное приложение Горнозаводского листка. — 1905. — № 10. — С. 537–605.
8. Корниенко А. Н. Возникновение и развитие электрометаллургии в XIX в. Ч. 1. Техника нагрева и оборудования // Проблемы спец. электрометаллургии. — 1996. — № 2. — С. 64–70.
9. Ижевский В. П. Новая электрическая печь для плавки стали // Технический вестник. — 1907. — № 10. — С. 235–239; № 11. — С. 259–264.
10. Ижевский В. П. Новая электрическая печь для плавки стали // Технический вестник. — 1908. — № 4. — С. 73–76.
11. Ижевский В. П. Электрическая печь — тигель для плавки стали и железа // Известия Южно-Русского общества технологов. — 1909. — № 2. — С. 19–25.
12. Ижевский В. П. Электрическая печь — проводник второго класса. Новый тип без коллектора: Труды пятого Всероссийского электротехнического съезда // Электричество. — 1909. — № 9. — С. 1–6.



13. Русс Э. Ф. Промышленные электрические печи. — Харьков-Киев : Гостехиздат, 1935. — 234 с.
14. Щербань А. Н., Щербань Т. А. Василий Петрович Ижевский. — Киев: Наук. думка, 1991. — 176 с.
15. В. П. Ижевський та металургійна школа КПІ // Матеріали наукових видань з циклу «Видатні конструктори України». — Київ: ПП «Екмо». — 84 с.
16. Ижевский В. П. Тепловик или реторта внутреннего горения // Журнал Киевского губернского экономического совещания. — 1921. — № 2. — С. 39–56.
17. Ижевский В. П. Обращенный газогенератор-тепловик и его значение для стран, удаленных от каменноугольных месторождений, в частности для правобережной Украины // Техника, экономика и право. — 1924. — № 4–5. — С. 57–61.
18. Левитский А. С. Сухая перегонка угля на заводе Форда и ее положительные и отрицательные стороны // Техника и производство. — 1926. — № 6. — С. 44–55.
19. Левитский А. С. «Тепловик» проф. Ижевского // Там же. — № 2. — С. 26–35.
20. Соколов А. Тепловик Ижевского завоевывает право на жизнь. Наша новая конструкция // Газета «Новая техника». Приложение к газете «За индустриализацию». — 1931. — 1.07. — № 36. — С. 3.
21. Профессор Ижевский В. П. // Металлург. — 1926. — № 4. — С. 5–6.
22. Ижевский В. П. К предстоящему расширению бессемеровского производства // Вестник металлопромышленности. — 1926. — № 7–8. — С. 24–31.
23. Феценко-Чатовский И. А. Василий Петрович Ижевский. Некролог // Журнал Русского металлургического общества. — 1926. — № 3. — Ч. 1. — С. XXI–XXVI.
24. Васильев В. С. Ижевський і його роль у розвитку вітчизняної металургії // Нариси з історії техніки. — 1956. — Вип. 3. — С. 49.
25. Ижевский В. П. Переоценка тепловых ценностей // Украинский химический журнал. — 1925. — № 1. — С. 29–39.

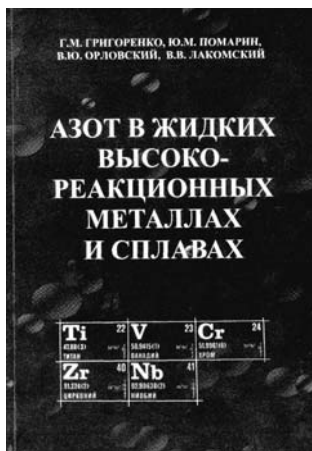
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 29.07.2003

## НОВАЯ КНИГА

**Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин,  
В. Ю. Орловский, В. В. Лакомский**

### **Азот в жидких высокорреакционных металлах и сплавах.**

Киев: НАН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 2003. — 156 с.



Книга подготовлена коллективом авторов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Эта работа является результатом многолетних исследований абсорбции азота жидкими высокорреакционными металлами и сплавами, которые были впервые обобщены и нашли свое отражение в представленной книге.

В ней рассмотрены общие физико-химические закономерности взаимодействия гетерогенных систем металл – жидкий металл, а также современные представления о реакциях, протекающих в поверхностном слое. На основании проведенного анализа существующих методик исследований данных систем было показано, что для исследования сорбции азота жидкими высокорреакционными металлами наиболее приемлемой является плавка во взвешенном состоянии.

Приведены результаты исследований взаимодействия азота газовой фазы с жидкими металлами: хромом, ванадием, ниобием, цирконием, титаном и сплавами железа с высокой концентрацией данных металлов в широком диапазоне парциальных давлений азота в области температур, характерных для процессов специальной электрометаллургии и сварки. На основании экспериментальных данных получены термодинамические и кинетические зависимости поглощения азота жидкими высокорреакционными металлами и сплавами. Определены

лимитирующая стадия процесса и константы скорости химико-адсорбционного процесса. По результатам исследований была выдвинута концепция механизма растворения азота в жидких высокорреакционных металлах.

Полученные значения термодинамических и кинетических величин могут быть использованы для определения параметров газового режима в процессах специальной электрометаллургии.

Данная монография представляет интерес для научных и инженерно-технических работников, специализирующихся в области специальной электрометаллургии и сварки, а также аспирантов и студентов соответствующих специальностей.

По вопросам приобретения книги просьба обращаться в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел.: (38044) 220-01-30, 261-52-44  
E-mail: leco@carrier.kiev.ua





## 7-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ВЫСОКОАЗОТИСТЫМ СТАЛЯМ HNS-2003

26–28 марта 2003 г. в г. Шафхаузене (Швейцария) состоялась очередная 7-я Международная конференция по высокоазотистым сталям HNS-2003. Впервые столь престижная международная конференция проходила в Швейцарии, где на протяжении последних 25-ти лет интенсивно создаются и исследуются эти перспективные конструкционные материалы. Она была организована Институтом металлургии Цюрихской политехники (ETH). Предыдущие конференции серии HNS проходили в Лилле (Франция, 1988 г.), Аахене (ФРГ, 1990 г.), Киеве (Украина, 1993 г.), Киото (Япония, 1996 г.), Хельсинки-Стокгольме (Финляндия-Швеция, 1998 г.), Ченае (Индия, 2002 г.).

Согласно установленному Оргкомитетом конференции HNS-2003 регламенту задолго до ее начала были рассмотрены обзорные доклады ученых и специалистов, приглашенных из Европы, Азии, Северной и Южной Америки.

В ходе работы конференции заслушаны пленарные доклады (стендовая сессия предусмотрена не была), представленные учеными Швейцарии — 8 докладов (в т.ч. совместные), Германии — 4, России и Японии — по 3, Финляндии, Болгарии, Австрии и Польши — по 2, Китая, США, Швеции, Бразилии, Индии, Бельгии, Украины, Великобритании, Франции и Южной Кореи — по 1 докладу.

Конференция проходила в помещении замка Kloostergut Paradies, где расположена единственная в мире уникальная Библиотека железа, в фондах которой собраны практически все книги и периодические издания (начиная от древних манускриптов) в области металлургии и свой-ств сплавов на основе железа. Библиотеке торжественно передана и книга: High nitrogen steels HNS-2003 с докладами, представленными на конференцию, из которых отметим следующие.

**М. О. Шпайдель** (Институт металлургии Цюрихской политехники) в докладе «От высокоазотистых сталей к трещиностойким сплавам» охарактеризовал широкий класс коррозионно-стойких и трещиностойких высокоазотистых сплавов, представил обширный материал по их прочностным характеристикам, износостойкости и кавитационной стойкости, а также физический природе формирования их свойств.

**Дж. Фокт** (Лаборатория физической металлургии Лилльского университета) в докладе «Знания о высокоазотистых сталях, их место среди других конструкционных материалов» представил широкий спектр свойств и микромеханизмов, способствующих их формированию, в частности, твердорастворное упрочнение, спиноидальная трансформация, дислокационное механическое упрочнение. Рассмотрел влияние азота на микроструктуру, а также особенности термообработки.

**Доклад Г. Штайна** (заводы Круппа, Эссен) был посвящен особенностям производства и применения высокоазотистых сталей.

Обзорный доклад «Итоги и последние достижения исследований легированных азотом сталей в Финляндии» представил **Х. Ханнен** (Хельсинский технологический университет, лаборатория инженерии материалов).

**А. Связин** (Московский институт стали и сплавов) в докладе «Азотистые стали широкого применения — производство, обработка, свойства» остановился на особенностях термодинамики абсорбции азота жидким металлом, кристаллизации высокоазотистых сталей, динамике структуры и ее влиянии на свойства этих сталей.

**Х. Донг** (Центральный институт сталей и сплавов, Пекин) в докладе «Развитие и применение легированных азотом нержавеющей сталей в Китае» рассказал о последних достижениях в производстве высокоазотистых сталей на предприятиях Китая, а также о перспективной программе ближайших исследований в этой области.

**Е. Сивка** (Ченстоховская политехника) в докладе «Растворимость азота в жидких бинарных сплавах с хромом, марганцем, молибденом, никелем, ванадием, кремнием и углеродом» представил теоретические и экспериментальные результаты, касающиеся этой проблемы.



В перерыве между заседаниями конференции HNS-2003. Слева направо: М. Шпайдель, Г. Коджаспиров, А. Балицкий, Э. Колпишон

**Х. Шпайдель** (Институт металлургии Цюрихской политехники) в докладе «Высокоазотистые сплавы на основе никеля и хрома» рассмотрел свойства этих сплавов, а также характеристики вязкоупругого перехода, результаты исследований питтинго- и щелевой коррозии.

**К. Ю. Хван** (Техническая лаборатория исследовательской группы по нержавеющей сталям PSCO, Корея) в докладе «Применение в автомобильной индустрии метастабильной аустенитной нержавеющей стали, легированной азотом» привел диаграммы конструкционной прочности этой стали, а также показал ее способность к формообразованию.

**Ц. Рашев** (Болгарская академия наук) в докладе «Развитие лабораторного и промышленного оборудования для одностадийного производства высокоазотистых сталей» представил широкую панораму исследования этих сталей, доведенных до промышленного внедрения. Участники конференции имели возможность ознакомиться с книгой: Rashev T. High nitrogen steels: metallurgy under pressure.

**А. Тчитчин** (Отделение металлургии и материалов университета в Сан-Пауло) остановился на поверхностных свойствах высокоазотистых сталей.

**А. Балицкий** (ФМИ НАН Украины) представил доклад «Повышение эксплуатационных характеристик высокоазотистых хромомарганцевых сталей». Участники конференции имели возможность ознакомиться с книгой: А. Балицкий «Сучасні матеріали для потужних турбогенераторів».

**Г. Коджаспиров** (Санкт-Петербургский государственный технический университет) в докладе «Термохимическое упрочнение аустенитных и дуплексных нержавеющей сталей» охарактеризовал причины увеличения границы пластичности этих материалов при сохранении ими высокой вязкости разрушения и других необходимых характеристик.

Учитывая исключительную актуальность проблемы высокоазотистых сталей, заинтересованность промышленности решением конференции предусмотрено создание постоянной web-страницы ([www.hns.com](http://www.hns.com)), а также ускоренное проведение следующих конференций в Бельгии (2004 г.) и Китае (2005 г.).

А. И. Балицкий



## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

### К 60-летию А. Д. Чепурного



**В марте 2004 г.** исполняется 60 лет со дня рождения А. Д. Чепурного — доктора технических наук, профессора, академика Международной инженерной академии, лауреата Государственных премий УССР и Украины, Заслуженного машиностроителя Украины.

А. Д. Чепурной родился 2 марта 1944 г. в с. Старчевое Ново-Николаевского района Запорожской области в семье рабочего. В этом же году вместе с мамой и сестрой переехал в г. Мариуполь, отец в это время находился на фронте. В 1963 г. А.

Д. Чепурной окончил индустриальный техникум в г. Мариуполе по специальности техник-технолог сварочного производства и в этом же году начал свою трудовую деятельность на Ждановском заводе тяжелого машиностроения (ЖЗТМ) электросварщиком в котельно-сварочном цехе. После службы в рядах Советской Армии в августе 1966 г. возвращается на ЖЗТМ, где с 1966 по 1982 гг. работает в отделе главного сварщика инженером-технологом, старшим инженером, начальником бюро, заведующим сектором. Одновременно, без отрыва от производства, он в 1972 г. заканчивает вечернее отделение Мариупольского металлургического института по специальности «Оборудование и технология сварочного производства».

Основную производственную деятельность А. Д. Чепурной вот уже многие годы удачно сочетает с серьезными научными исследованиями и разработками в области специальной электрометаллургии и сварки. За время учебы (1975–1979 гг.) в заочной аспирантуре ИЭС им. Е. О. Патона Анатолий Данилович под руководством научного руководителя академика НАН Украины Б. И. Медовара выполнил комплекс экспериментально-исследовательских работ, позволивших впервые в отечественной и мировой практике создать промышленную технологию получения методом электрошлакового литья (ЭШЛ) литосварных сосудов высокого давления из стали 12X18H10TШ-Л для криогенной техники, которая при его участии была внедрена в производство на ЖЗТМ. Результаты проведенных исследований обобщены им в кандидатской диссертации, которую он успешно защитил в 1980 г.

За разработку и промышленное внедрение нового способа электрошлаковой сварки крупнотоннажных заготовок большого сечения из высоколегированных трудносвариваемых сталей, таких как заготовки роторов, прокатных валков станков «4500» и «5000» и др., с применением кусковых присадочных материалов А. Д. Чепурному вместе с группой сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона и работников ряда заводов присуждена Государственная премия УССР в области науки и техники за 1981 г.

С 1982 по 1986 гг. А. Д. Чепурной возглавляет созданный по его инициативе отдел спецэлектрометаллургии. В этот период при его непосредственном участии организован первый в отечественном машиностроении специализированный участок ЭШЛ на базе 5-колонной универсальной электрошлаковой печи УШ-100, разработана и внедрена в промышленное производство технология изготовления методом ЭШЛ различных машиностроительных заготовок: крупных штампов горячей штамповки, бандажей прокатных валков с переменным химическим составом по длине бочки, цапф и цапфовых

плит сталеразливочных ковшей и др. С 1986 по 1991 гг. А. Д. Чепурной работает директором Головного специализированного конструкторско-технологического бюро, а с 1991 по 1998 гг. — директором Государственного головного специализированного конструкторско-технологического института (ГСКТИ). Этот период его деятельности связан с созданием принципиально новых технологических процессов производства, обеспечивающих доведение отечественных разработок до мирового уровня. Во многом благодаря этим разработкам, выполненным с участием ИЭС им. Е. О. Патона, ведущих КБ и НИИ страны, ПО «Ждановтяжмаш» в эти годы занимает передовые позиции по созданию и освоению производства наиболее перспективной машиностроительной продукции. Крупнотоннажные горизонтальные слитки для получения гетерогенной брони, заготовки крупных гетерогенных штампов, литые сложнопровольные заготовки для танковых бортов, полые ЭШЛ заготовки фасонного профиля для катапульт авианесущих крейсеров, башни танка, отлитые с электрошлаковым уплотнением, изготовленные впервые сварнокатаные башни танка из хорошо свариваемой броневой стали АКМ-св., крупнотоннажный полый слиток АКМ массой 100 т и изготовленный из него транспортный контейнер для перевозки отработанного ядерного топлива от атомных электростанций на заводы регенерации топлива и многое другое было реализовано благодаря разработанным на заводе новым технологическим процессам и оборудованию, не имеющим аналогов в мировой практике.

Важным этапом научной деятельности А. Д. Чепурного является успешная защита им в 1987 г. в ИЭС им. Е. О. Патона докторской диссертации по двум специальностям «Металлургия металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов» и «Оборудование и технология сварочного производства». В 1992 г. А. Д. Чепурной был избран академиком Международной инженерной академии. В 1993 г. ему присвоено ученое звание профессора кафедры теории металлургических процессов Приазовского государственного технического университета. В 1995 г. вместе с группой работников заводов и КБ Анатолий Данилович удостоен Государственной премии Украины за разработку и промышленное внедрение конструкции сварнокатаной башни танка, благодаря которой украинское танкостроение заняло достойное место среди ведущих мировых производителей танков. В 1997 г. ему присвоено почетное звание «Заслуженный машиностроитель Украины». С 1998 г. ученый работает председателем правления ОАО «ГСКТИ» — директором. С ноября 2000 г. и по настоящее время он также является вице-президентом ОАО «Азовмаш», главным инженером ОАО «МЗТМ».

Анатолий Данилович — автор более 300 научных статей, монографий, учебных пособий, авторских свидетельств и патентов из изобретения.

Производственно-научная деятельность А. Д. Чепурного отмечена многими наградами: орденами «За заслуги» 3-й степени (1998 г.), «За заслуги» 2-й степени (2001 г.), «За разработку Украины» им. Михаила Грушевского 4-й степени (2002 г.), «За мужество» (2002 г.), орденом Богдана Хмельницкого (2002 г.), медалью «300 лет Российскому флоту» (2002 г.), юбилейной медалью Маршала Жукова (2002 г.).

Свое 60-летие А. Д. Чепурной встречает в расцвете жизненных сил, полной энергии и творческих планов.

Сердечно поздравляем Анатолия Даниловича с юбилеем, желаем ему крепкого здоровья, счастья, новых творческих достижений на благо нашей Украины.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,  
редколлегия и редакция журнала*



## В. С. КУЦАКУ — 60

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редакция и редколлегия журнала «Современная электротехнология» горячо и сердечно поздравляют со славным шестидесятилетием одного из ведущих сотрудников — заместителя директора института по инженерно-техническим вопросам Куцака Валерия Стефановича.

За этой юбилейной датой — достойный жизненный и трудовой путь, на всех этапах которого В. С. Куцака отличали и отличают высокий профессионализм и компетентность, творческая инициатива и неиссякаемая энергия, исключительные организаторские способности.

С 1970 г. трудовая биография В. С. Куцака неразрывно связана с Институтом электросварки, где он начал свою деятельность, имея уже серьезный опыт практической работы на предприятиях г. Киева. В коллективе института В. С. Куцак прошел путь от старшего инженера — руководителя группы отдела главного инженера, главного энергетика, руководителя производственно-технической службы института, главного инженера до заместителя директора Института электросварки и заместителя генерального директора Научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» НАН Украины (НТК ИЭС) по инженерно-техническим вопросам.

В. С. Куцак как человек творчески активный и предприимчивый внес большой личный вклад в становление, развитие и надежное инженерное обеспечение лабораторно-экспериментальной базы института, которая является основой многих фундаментальных и прикладных исследований, многих науч-

ных достижений в области сварки и родственных технологий. Деятельность В. С. Куцака в последние годы направлена на создание оборудования, внедрение специальной инженерной техники и развитие в НТК ИЭС структур опытно-промышленного производства образцов новой техники и материалов по разработкам института.

В трудный для Академии наук и института период В. С. Куцак нашел инженерные, экономические и организационные пути решения для сохранения и развития основных фондов, инженерных сетей, технологического оборудования и обеспечения условий нормальной жизнедеятельности научных отделов и других подразделений НТК ИЭС. Более того, В. С. Куцак много сделал и для сохранения социальной сферы института, чем заслужил особую признательность коллектива.

Поздравляя Вас, дорогой Валерий Стефанович, с юбилеем, желаем Вам счастья, благополучия и больших успехов в Вашей сложной и многогранной деятельности.



## ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

**Шапалов В. А. «Научные и технологические основы плазменно-индукционного выращивания крупных монокристаллов тугоплавких металлов».** 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. Дата защиты 22 октября 2003 г.

Диссертация посвящена решению проблемы получения крупных кристаллов тугоплавких металлов. Рассмотрено современное состояние проблемы выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и обоснована целесообразность выполнения работы. Показано, что для решения проблемы получения больших ориентированных монокристаллов тугоплавких металлов необходимо использовать совместную работу двух источников нагрева: плазменно-дугового — для создания металлической ванны и индукционного — для удержания ванны от проливов и управления теплонапряженным состоянием и структурой монокристалла.

В результате исследования тепловых и электромагнитных процессов, которые протекают при выращивании крупных монокристаллов, изучения структуры полученных монокристаллов посредством рентгеноструктурных и металлографических методов установлены новые закономерности, которые позволяют управлять формо- и структурообразованием монокристалла в процессе его выращивания и охлаждения.

Теоретически обоснована и практически решена задача предотвращения электрических пробоев высокочастотного напряжения между ветвями индуктора под действием потока газа, ионизированного плазменной дугой, путем размещения секционной охлаждаемой стенки между индуктором и монокристаллом.

Методами математического моделирования показано, что эффективно управлять температурным полем монокристалла при условии использования одного источника нагрева можно на расстоянии не более двух-трех характерных линейных размеров от источника нагрева. Посредством математического моделирования обоснованы принципы конструирования индукторов для управления температурным полем всего монокристалла при плазменно-индукционном способе зонной плавки. Установлено, что индуктор должен превышать высоту монокристалла и состоять из двух секций. Высота верхней секции должна быть больше трех характерных линейных размеров монокристалла.

Установлены закономерности в изменении технологических параметров во время выращивания монокристалла. Доказано, что при использовании высокого затравочного кристалла силу тока плазматрона не изменяют, а мощность индукционного источника нагрева повышают пропорционально высоте кристалла. Показано, что при выращивании профилированных монокристаллов — пластин, когда плазматрон осуществляет возвратно-поступательное движение, сила тока плазматрона уменьшается на 20 % при приближении его к краю и возрастает при движении в обратном направлении.

Исследовано влияние состава плазмообразующей смеси аргона и гелия на формирование монокристалла. Показано, что минимальное содержание гелия может быть снижено с 70 до 50 % за счет подогрева монокристалла индукционным источником нагрева. Установлено, что двух-, трехразовое повышение расхода плазмообразующей смеси газов приводит к быстрому достижению минимального содержания примесей в газовой фазе установки.

На базе проведенных исследований созданы научные и технологические основы выращивания монокристаллов тугоплавких металлов. Сформулированы подходы к управлению технологическим процессом выращивания монокристаллов способом бестигельной плазменно-индукционной зонной плавки. Создано уникальное оборудование для выращивания монокристаллов тугоплавких металлов размером 20 × 250 × 300 мм.

Впервые решена проблема получения крупных ориентированных монокристаллов тугоплавких металлов. Выращены монокристаллы вольфрама и молибдена размером 20 × 160 × 170 мм и изучена их структура. Показано, что слитки являются сплошным монокристаллическим телом со структурой, соответствующей структуре затравочного кристалла. Структура монокристаллов находится на уровне лучших небольших образцов монокристаллов электроно-лучевой зонной плавки. Экспериментально доказано, что крупные кристаллы можно деформировать с сохранением монокристаллической структуры.





**Лесной А. Б. «Компьютерное моделирование тепломассообмена и гидродинамики при электронно-лучевом переплаве сплавов на основе титана».** Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.07 «Металлургия высококочистых металлов и специальных сплавов». — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, 2003. Дата защиты 5 ноября 2003 г.

В диссертации разработаны математическая модель, методика ее реализации и программное обеспечение, позволяющие проводить компьютерное моделирование процессов тепломассообмена и гидродинамики, протекающих при формировании слитка электронно-лучевого переплава, на персональных компьютерах. Программное обеспечение позволяет рассчитывать кинетику теплового, концентрационного и гидродинамического состояния слитка; формирование химической неоднородности в жидком и затвердевшем металле; массовые потери на испарение и другие характеристики в зависимости от технологических параметров плавки.

Показана адекватность полученных результатов расчетов опубликованным экспериментальным данным. Выявлены особенности и механизмы термогравитационной, концентрационной, термокапиллярной и вынужденной конвекций, определено влияние этих факторов на гидродинамическое, теплое и концентрационное состояние жидкой ванны. Установлены механизмы и закономерности образования зональной химической неоднородности в жидком и затвердевшем металле в зависимости от технологических условий переплава. Описаны особенности транспорта компонентов расплава от поверхности испарения в глубь металлической ванны и к фронту затвердевания. Определены способы и возможности регулирования гидродинамических потоков в расплаве, обеспечивающие благоприятное тепловое состояние, форму металлической ванны и зональную химическую однородность затвердевшего металла.

Расчетным путем показано, что использование дополнительного обогрева центральной зоны зеркала жидкометаллической ванны позволяет расширить в радиальном направлении зону затвердевшего металла с повышенной химической однородностью на 20 % и тем самым повысить качество слитка.



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

18–21 мая 2004 г.

Украина, г. Запорожье

### ОРГАНИЗАТОРЫ

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



### ТЕМАТИКА

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

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



## КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК В 2004 г.

Дата	Город, страна	Тематика	Контактный адрес
22–26.03	Париж, Франция	Выставка «Промышленность-2004» (станки, детали, системы передач, автоматы, инструменты, сварка, измерительное оборудование, управление, промышленная термообработка)	UNDUSTRIE 2004 EXPOSIUM 1, rue du Parc 92593 LEVALLOIS-PERET Cede, France
30.03–03.04	Пермь, Россия	3-я Международная выставка технологий «Станки. Приборы. Инструмент. Металлообработка. Сварка-2004»	www.exponet.ru/exhibitions/by-id/ instrumentpm/instrumentpm 2004/ participation.ru.html
06–07.04	Минск, Беларусь	Шестая международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка»	220071, Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41. НПК порошковой металлургии Тел. (017) 239 98 46; факс: (017) 210 05 74
06–09.04	Челябинск, Россия	8-я Специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Инструмент-2004»	www.exponet.ru/exhibitions/by-id/ machinerchel/machinerchel2004/ participation.ru.html
08–11.04	Киев, Украина	Международная выставка «Примус: машиностроение и металлообработка»	«Примус-Украина» Тел. (044) 241 79 44, 564 98 61
19–25.04	Ганновер, Германия	Международная многоотраслевая выставка HANNOVER FAIR 2004 и семинар «Прогрессивные технологии и инструменты нового тысячелетия»	Deutsche Messe AG, Messegeleande, D-30521, Hannover Тел./факс: +38 (044) 573 30 40 www.hannoverfair.com
10–12.05	Осака, Япония	Международная конференция по напылению (ITSC-2004)	DVS, Aachen Str. 172 40223 Düsseldorf, Germany Tel. +49(0)211 159 13 02/303; fax: +49(0)211 159 13 00 E-mail: tagungen@dvs-hg.de
17–21.05	Донецк, Украина	4-я Международная конференция «Водородная обработка материалов» WOM-2004	ДОННТУ, 83000, Украина, г. Донецк, ул. Артема, 58, Тел.: +38(062)305 02 35; факс: +38(062) 304 12 78 E-mail:goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua
18–21.05	Запорожье, Украина	XII Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия 2004», Научно-практическая конференция «Прогрессивные технологии в машиностроении»	Запорожская ТПП 69000, Украина, г. Запорожье, бул. Центральный, 4 Тел./факс: + 38(0612) 135 167, 135 026 E-mail: expo@cci.zp.ua
25–28.05	Санкт-Петербург, Россия	11-я Международная специализированная выставка по сварке и родственным технологиям «Сварка-2004»	Институт сварки России 194100, Санкт-Петербург, ул. Литовская, 10 Тел./факс: (812) 245 01 02 E-mail: office@rusweld.spb.ru
31.05–04.06	Ялта, Украина	4-я Международная конференция «Композиционные материалы в промышленности»	Тел./факс: 38(044) 573 30 40
06–10.09	Ариэль, Израиль	Международная конференция «Математические и компьютерные технологии производства материалов (ММТ-2004)»	Тел.: +972 3 906 62 17; факс: +972 3 906 62 34
13–17.09	пос. Качивели Крым, Украина	Вторая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ Тел.: +38(044) 261 56 80, 269 26 23; факс: 227 65 57 E-mail: d34@pwi.relc.com
19–22.09	Москва, Россия	3-я Специализированная выставка «ЭлектроТехно- Экспо», «Сварка и родственные технологии»	ВК «Майер Джей Экспо», Москва, Люсиновская ул., 36 Тел./факс: (095) 363 50 32, E-mail: electro@mayer.ru
19–22.09	Остенд, Бельгия	Международная конференция по высокоазотистым сталям «HNS-2004»	BE-2018 Antwerp Belgium Tel. +32 3 260 08 40; fax: +32 3 216 06 89 E-mail: info@hns2004.com www.hns2004.com
20–23.09	Волгоград, Россия	Международная конференция «Новые перспективные материалы и технологии их получения (НПМ-2004)»	Тел./факс: +7(8442) 34 99 41 E-mail: weld@vstu.ru; www.vstu.ru
21–24.09	Днепропетровск, Украина	Специализированная выставка «Металл-маркет», Третья международная выставка-форум «Химия. Металлургия»	Бизнес-центр «Коминфо», пр. К. Маркса, 77, г. Днепропетровск, Украина Тел.: +38 (056) 370 14 14, 778 05 77 E-mail: cominfo@cominfo.dp.ua, www.cominfo.dp.ua
26–30.10	Ганновер, Германия	18-я Международная технологическая ярмарка-выставка по обработке листов «Евролист»	Хатфилд, Англия Forum Place AL 10 ORN

## УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!

Предлагаем Вашему вниманию труды Международной конференции «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», проходившей 24–27 ноября 2003 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, которые включают пленарные доклады конференции (журналы № 10-11 «Автоматическая сварка», рус. яз., 216 с. и «The Paton Welding Journal», англ. яз., 206 с.) и стендовые доклады (сборник тезисов около 180 докладов на рус. и англ. яз., 188 с.). Ниже приведен перечень пленарных докладов конференции.



- Патон Б. Е.** Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций  
**Лобанов Л. М., Кирьян В. И., Шумицкий О. И.** Пятьдесят лет мосту им. Е. О. Патона  
**Семенов Ю. П.** Космические технологии на рубеже веков: итоги и перспективы  
**Олсон Д. Л., Метцбауэр Э., Лиу С., Парк И. Д.** Прогнозирование свойств металла шва повышенной прочности  
**Лякишев Н. П., Николаев А. В.** Металлургия стали: особенности производства в XX в., проблемы и прогноз дальнейшего развития  
**Хофе фон Д., Шамбах Б.** Новый стандарт ISO 3834: требования к качеству сварки плавлением и контактной сварки металлических материалов  
**Горынин И. В., Ильин А. В., Баранов А. В., Леонов В. П.** Проблемы обеспечения прочности и ресурса морских ледостойких стационарных платформ шельфа Арктики  
**Кидзи Н., Кобаяси К., Исии Д., Ямаока Х.** Разработка высокоэффективных способов дуговой сварки и их применение  
**Алешин Н. П.** Новые информационные системы неразрушающего контроля и диагностики сварных конструкций  
**Пиларчик Я., Банасик М.** Технологическое применение электронного и лазерного пучков  
**Гао Х., Ву Л., Донг Х.** Исследование механизма проплавления при двухсторонней сварке ТИГ  
**Белоев М., Хартунг Ф., Лолов Н., Александров Б.** Влияние структуры и фазового состава на коррозионную стойкость сварных соединений дуплексных нержавеющей сталей  
**Фролов К. В., Махутов Н. А., Гаденин М. М.** Определение прочности, ресурса и живучести конструкций  
**Мэддокс С. Дж.** Совершенствование правил расчета на усталость сварных конструкций  
**Панасюк В. В., Дмитрах І. М.** Оцінка корозійно-втомної міцності зварних з'єднань як гетерогенних систем  
**Махненко В. И.** Совершенствование методов оценки остаточного ресурса сварных соединений конструкций длительного срока эксплуатации  
**Хоббахер А. Ф.** Расчет на усталость сварных конструкций по напряжениям в зоне концентратора  
**Миллер К. Дж.** Разрушение сварных алюминиевых труб  
**Зубченко А. С., Васильченко Г. С., Овчинников А. В.** Прогноз разрушения сварных соединений пластичных сталей при наличии дефектов  
**Такано Г., Камо К.** Полная автоматизация сварки сосудов и труб  
**Ларионов В. П., Слепцов О. И., Лепов В. В., Яковлева С. П.** Исследования низкотемпературной прочности материалов и их сварных соединений для решения проблем российского Севера  
**Дилтай У., Штайн Л., Вёсте К., Райх Ф.** Состояние и перспективы применения высокоэффективных сварочных технологий  
**Дехелян Д., Маркошан Н.** Изготовление изделий из тугоплавких металлов способом газотермического напыления  
**Горбач В. Д., Соколов О. Г., Михайлов В. С.** Современные проблемы сварки и долговечности сварных судостроительных конструкций  
**Кчук-Яценко С. И.** Новые разработки технологий и оборудования для контактной сварки трубопроводов  
**Когурэ Х., Фудзита Ю.** Системы аттестации и сертификации сварочного персонала в Японии  
**Герольд Г., Зинке М., Карпенко М.** Перспективы применения гибридной сварки сплавов на основе никеля  
**Брукнер Й.** Дуговая сварка стали с алюминием  
**Патон Б. Е., Медовар Л. Б.** Новые электрошлаковые технологии и материалы  
**Шелег В. К., Рагунович С. П., Торпачев С. П.** К вопросу об использовании акустического поля процесса сварки как фактора управления и диагностики качества сварного соединения  
**Окамото К., Хирано С., Инагаки М., Парк С. Х. К., Сато Ю. С., Кокава Х.** Металлургические особенности и механические свойства соединений нержавеющей сталей, выполненных сваркой трением с перемешиванием

По вопросу приобретения трудов Международной конференции просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка».  
Тел.: 227-63-02, 261-54-03, 263-26-23. E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 09.02.2004. Формат 60584/8. Offsetная печать.  
Усл. печ. л. 7,2. Усл. кр.-отт. 8,47. Уч.-изд. л. 8,57. Цена договорная.  
Печать ООО «Фирма «Эссес». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.