

70 ЛЕТ НА ПЕРЕДОВЫХ РУБЕЖАХ ТЕХНИЧЕСКОГО ПРОГРЕССА

Институт электросварки создан академиком Евгением Оскаровичем Патонам в составе Всеукраинской Академии наук в 1934 г. на базе электросварочной лаборатории при Кафедре инженерных сооружений ВУАН и электросварочного комитета. Становление и вся последующая деятельность Института электросварки (ИЭС) связаны с именем этого выдающегося инженера и ученого. Он определил основные научные направления института в области технологии сварки и сварных конструкций, которые актуальны и сегодня.

Е. О. Патон сумел предвосхитить огромные перспективы развития технологии электрической сварки металлов — детища талантливых русских изобретателей Н. Н. Бенардоса и Н. Г. Славянова. Убедительным подтверждением этого научного предвидения есть тот непреложный факт, что сегодня сварка является ведущим технологическим процессом неразъемного соединения металлических и неметаллических материалов в различных условиях и средах, включая космическое пространство и Мировой океан. В этом отражается значительный вклад коллектива института за 70 лет его деятельности.

На первом этапе специалистами института была доказана принципиальная возможность изготовления сварных конструкций, не уступающих по своей прочности и надежности клепаным, а по ряду показателей значительно их превосходящих. Это послужило основой массового применения сварки в дальнейшем. В эти же годы в институте было обобщено научное представление о дуговой сварке как металлургическом процессе, под руководством Е. О. Патона проведены исследования по автоматизации дуговой сварки. К 1940 г. была завершена разработка и начато внедрение на заводах страны высокопроизводительного процесса сварки под флюсом.

Решающее значение приобрела автоматическая сварка под флюсом в годы Великой Отечественной войны. Непосредственно в цехах танкового завода на Урале сотрудники института разработали и внедрили технологию автоматической сварки броневой стали, позволившую создать поточное производство сварных корпусов танков Т-34 и механизировать сварку другой военной техники. В заводских условиях коллектив института не прекращал научных исследований.

Довоенный и военный этапы в деятельности института — период становления научной школы, убедительным подтверждением авторитета которой явилось присвоение институту в 1945 г. имени Евгения Оскаровича Патона.

В годы восстановления разрушенного войной народного хозяйства усилия коллектива института были направлены на расширение областей применения высокопроизводительной автоматической и механизированной сварки под флюсом взамен ручной, на рационализацию сварных конструкций и индустриализацию их производства. Сотрудники института первыми в мире осуществили автоматическую сварку листовых конструкций непосредственно при монтаже.

Расширилось участие специалистов-сварщиков в разработке совместно с металлургами хорошо свариваемых конструкционных сталей для ответственных сварных конструкций и сооружений. Работы этого периода положительно сказались на темпах послевоенного восстановления промышленности, развития современного производства строительных металлоконструкций, производства высоконадежных в сварном исполнении изделий тяжелого, транспортного, химического и энергетического машиностроения.

Решение главной задачи — повышение производительности и уровня механизации сварочных работ — требовало непрерывного расширения в институте исследований по изысканию новых способов и приемов механизированной сварки, естественно, без сокращения работ по увеличению рациональных областей применения дуговой сварки под флюсом. Поиск возможности сварки под флюсом швов, расположенных в различных пространственных положениях, завершился созданием под руководством Е. О. Патона способа принудительного формирования сварного шва, который положил начало механизации дуговой сварки швов на вертикальной плоскости.

12 августа 1953 г. отечественная и мировая наука понесла тяжелую утрату — на 84-м году оборвалась жизнь Евгения Оскаровича Патона, человека, вписавшего яркую страницу в историю отечественной науки и техники. Его ученики и последователи, весь коллектив института достойно продолжили дело, начатое его основателем. С 1953 г. и до настоящего времени директором института является его сын, академик Борис Евгеньевич Патон.

Одним из наиболее значительных достижений института начала 1950-х гг. стало создание новой технологии сварки плавлением металла больших толщин — электрошлаковой, которая в корне изменила производство тяжелых станин, котлов, гидроагрегатов и других уникальных сварно-катаных, сварно-литых конструкций. Ее применение позволило в значительном диапазоне толщин получать сварные соединения высокого качества.

Позднее совместно с ЦНИИТМаш и другими организациями создан способ сварки в углекислом газе тонкой проволокой, получивший широкое применение в промышленности и обеспечивший значительный рост уровня механизации сварочных работ. Дальнейшим развитием газозащитной сварки плавящимся электродом стала разработка процесса и оборудования для импульсно-дуговой сварки, сварки в смесях активных и инертных газов. В этой связи следует особо подчеркнуть важность работ по созданию полуавтоматов, которые постепенно вытеснили, там где это возможно и целесообразно, малопроизводительную сварку штучными электродами.

В конце 1950-х гг. в институте начали активно проводиться исследования в области электронно-лучевой сварки. Усилия ученых были направлены на изучение физико-металлургических процессов при воздействии мощного (до 100 кВт) острофокусного пучка электронов на толстолистовые



(150... 200 мм) конструкционные материалы. Особенно важной задачей, с которой институт успешно справился, являлась разработка технологии замыкания кольцевых швов, которая обеспечивала отсутствие корневых дефектов в виде раковин, пор и несплошностей.

Дальнейшим этапом развития лучевой технологии явилось ее применение для целей сварки и резки лазером. В институте проводятся систематические исследования в области импульсной и непрерывной лазерной сварки. В последнее время специалистами института разработаны гибридные источники нагрева — лазер-дуга, лазер-плазма.

На всех этапах деятельности института особое внимание уделялось исследованию физических, химических и металлургических особенностей сварки металлов. Лаборатории института были оснащены необходимой исследовательской аппаратурой для этих целей.

В институте получили развитие исследования по всем основным направлениям сварки давлением — стыковой контактной оплавлением и сопротивлением, точечной сварке, трением, диффузионной сварке.

Изучены физические и технологические особенности новых технологических процессов контактной сварки оплавлением, созданы системы автоматического управления и диагностики качества соединений. На базе новых технологий разработано и освоено производство нескольких поколений специализированных и универсальных машин для контактной стыковой сварки деталей широкого сортамента из низколегированных и высокопрочных сталей с площадью поперечного сечения до 200 тыс. мм², а также сплавов алюминия, титана, хрома, меди. Наиболее массовое применение нашли машины для сварки рельсов различных категорий в полевых и стационарных условиях, машины для сварки труб диаметром от 150 до 1420 мм при строительстве магистральных трубопроводов, установки для сварки элементов конструкций аэрокосмической техники. Оборудование для контактной сварки рельсов экспортируется во многие страны мира.

На основании использования энергии взрыва созданы новые способы сварки, резки, плакирования и обработки сварных соединений. Сварку и резку взрывом можно осуществлять в полевых условиях, где затруднено применение громоздкого сварочного оборудования.

На протяжении многих лет институт проводит исследования по сварке в космосе. В 1969 г. на борту космического корабля «Союз-6» летчик-космонавт В. Н. Кубасов впервые в мире осуществил уникальный эксперимент по сварке электронным лучом, плазмой и плавящимся электродом на установке «Вулкан», созданной в ИЭС. Так было положено начало космической технологии, имеющей большое значение в программе освоения космического пространства. В 1984 г. был проведен чрезвычайно важный, подготовленный ИЭС эксперимент на борту орбитальной станции в открытом космосе. Космонавты С. Савицкая и В. Джанибеков впервые в открытом космосе с помощью ручного электронно-лучевого инструмента (УРИ) выполнили процессы сварки, пайки, резки и напыления. Период с 1985 по 2000 гг. характерен ростом объема работ, выполненных в космосе. Продолжены работы по нанесению покрытий и сварке металлов, проведены комплексные экспери-

менты по раскрытию 12-метровой ферменной конструкции, сопровождавшиеся сваркой и пайкой ее отдельных узлов с помощью УРИ, раскрыты две 15-метровые ферменные конструкции, являвшиеся несущей основой для многоразовых солнечных батарей технологического модуля, пристыкованного к орбитальной станции «Мир».

Параллельно в институте решалась и такая сложная проблема, как механизация дуговой сварки под водой, которая приобрела большое значение в связи с освоением прибрежного шельфа Мирового океана. Специалисты института создали оборудование для механизированной дуговой сварки и резки специальной порошковой проволокой на глубинах до 60 м и успешно развивают исследования по осуществлению сварки на больших глубинах.

Основополагающее значение имеют систематические исследования института в области физико-металлургических особенностей сварки различных металлов и сплавов плавлением: изучены процессы кристаллизации металла шва, установлена природа его структурной и химической неоднородности, раскрыт механизм поро- и трещинообразования, найдены средства борьбы с ними. Результаты этих исследований во многом являются серьезной теоретической базой для создания и совершенствования различного типа сварочных и наплавочных материалов.

Интенсивное развитие современной техники сопровождается постоянным расширением сортамента конструкционных металлов и сплавов для сварных конструкций. В ходе исследований по изучению процессов, протекающих в сварочной ванне, созданы новые сварочные материалы, электроды, порошковые проволоки, флюсы, газовые смеси.

В связи с возрастающими объемами применения пластмасс как конструкционного материала в институте развернуты исследования по их сварке и в первую очередь по сварке труб из пластмасс. К этому направлению примыкают работы по склеиванию.

Экспериментально-теоретические исследования и научные разработки в области прочности сварных соединений и конструкций представляют традиционные направления в тематике института, начало которым было положено Е. О. Патоном. Сегодня эти исследования носят многоплановый характер, для их проведения используется современное лабораторно-испытательное оборудование, осуществляются уникальные натурные эксперименты и компьютерное моделирование. Это позволяет разрабатывать новые эффективные методы повышения надежности ответственных инженерных сооружений при статическом и циклическом нагружении, а также устанавливать расчетно-конструктивные принципы обеспечения заданных служебных свойств сварных соединений. Проблема создания надежных сварных конструкций охватывает также вопросы выбора материалов, рациональных конструктивных решений, технологии изготовления и монтажа, снижения металлоемкости, которые институт успешно решает в содружестве со многими отраслевыми организациями и предприятиями. В последнее время ведутся интенсивные работы по повышению надежности, долговечности и ресурса сварных конструкций, а также созданию эффективных методов их диагностики.

Работы института не ограничиваются исследованиями в области металлических материалов. Сотрудники института интересовали и проблемы сварки полимерных материалов и изделий из них. В последние годы появилось еще одно направление — электросварка мягких тканей живых организмов. Результаты этих исследований нашли применение в практике хирургических операций.

С начала 1950-х гг. по инициативе акад. Б. Е. Патона в институте развернуты поисковые исследования и экспериментальные разработки по выявлению возможности использования сварочных источников нагрева для получения металлов и сплавов особо высокого качества и надежности, на основе которых сформировалось второе основное научное направление в деятельности института — специальная электрометаллургия. Усилия и успехи коллектива в этой новой области обеспечили заметное продвижение в развитии современной качественной металлургии.

К новым электрометаллургическим процессам в первую очередь относится электрошлаковый переплав расходного электрода в водоохлаждаемую изложницу. Фундаментальные исследования сущности электрошлакового процесса, его физико-химических, металлургических и электротехнических особенностей обеспечили передовые позиции института в разработке и применении электрошлаковой технологии, наплавки, литья, подпитки и др.

В последние годы в институте выполнен комплекс научно-исследовательских работ, послуживших основой для разработки нового поколения электрошлаковых технологий, основанных на получении слитков и заготовок непосредственно из жидкого металла без переплава расходных электродов. Эти технологии запатентованы в Украине и за рубежом и реализованы в промышленности. В частности, на Новокраматорском машиностроительном заводе на основе этих технологий создан уникальный комплекс по производству биметаллических прокатных валков мирового уровня.

В институте созданы еще две электрометаллургические технологии — плазменно-дуговая и электронно-лучевая. Разработка техники и технологии этих переплавных процессов велась параллельно с фундаментальными исследованиями физико-металлургических особенностей рафинирования в контролируемой атмосфере или вакууме и процессов кристаллизации сталей, сложнелегированных сплавов, цветных и тугоплавких металлов.

Плазменно-дуговой переплав, благодаря серьезным исследованиям высокотемпературных систем «газ–металл», открыл широкие возможности производства нового класса конструкционных материалов — высокоазотистых сталей. А создание мощных металлургических плазмотронов позволило институту выйти в большую металлургию — были разработаны новые конструкции установок типа «ковш–печь» емкостью до 100 тонн. Чистота металла, полученного в этих установках, не уступает по качеству электрошлаковому.

Совместными усилиями ученых института, отраслевых научных учреждений и производственников создана совершенная электронно-лучевая техника, а технология электронно-лучевой плавки в вакууме стала незаменимым процессом получения

особо качественных материалов в металлургии и машиностроении. Работы в этом направлении в настоящее время сконцентрированы в созданном при институте научно-инженерном центре «Титан», который выполняет заказы как для предприятий Украины, так и для зарубежных компаний.

Исследования процесса испарения в вакууме металлических и неметаллических материалов и их последующей конденсации как основы парофазной металлургии открыли возможность для получения покрытий из различных материалов, включая жаростойкие, тугоплавкие и композиционные, позволили в широких пределах регулировать состав, структуру и свойства осажденных слоев. Толщина наносимых покрытий в зависимости от назначения регулируется от десятка микрометров до нескольких миллиметров.

В начале 1980-х гг. в институте формируется новое научное направление — комплексные исследования по созданию новых и совершенствованию существующих технологических процессов термического нанесения защитных и износостойких покрытий. В настоящее время институт развивает практически все современные процессы нанесения защитных и упрочняющих покрытий. Разработаны технология и установки для плазменно-дугового напыления износостойких покрытий, а также установки для детонационного напыления, которые могут эксплуатироваться с применением различных рабочих газов (ацетилена, пропана, водорода).

На всех этапах деятельности института одной из его главных задач является разработка оборудования для механизации процессов сварки и наплавки с целью замены ручного труда сварщика. Основные принципы построения сварочных установок, заложенные еще Е. О. Патонам, плодотворно развиваются коллективом конструкторов ОКТБ института с учетом новых тенденций развития сварочного и металлургического производства.

Большое внимание в институте уделяется созданию и широкому применению автоматического регулирования и управления технологическими процессами сварки, спецэлектрометаллургии и напыления с использованием современной электронно-вычислительной техники. Основой для этих разработок послужили фундаментальные исследования конкретных технологических процессов как объектов управления. Первые исследования в этом направлении были начаты акад. Б. Е. Патонам еще во время Великой Отечественной войны и успешно развиваются под его непосредственным руководством в настоящее время.

Значителен вклад в творческие успехи коллектива института тех научных подразделений и сотрудников, которые ведут математические исследования, создают новые методики современных физических и химических исследований, разрабатывают информационные системы, банки данных и экспертные системы, занимаются прогнозированием и систематическим анализом экономических аспектов развития сварочной науки и техники.

Благодаря сочетанию целенаправленных фундаментальных теоретических исследований с инженерно-прикладными разработками, тесным творческим связям с промышленными предприятиями в реа-



лизации технологических новшеств институт за прошедшие 70 лет своей деятельности превратился в крупнейший в стране и мире научно-исследовательский центр в области сварки и родственных технологий.

Сегодня институт представляет собой научно-технический комплекс, куда входят опытное конструкторско-технологическое бюро, экспериментальное производство, три опытных завода, ряд инженерных центров. Во всех его подразделениях работает около 3500 человек, из них собственно в институте 1700 человек. Научный потенциал института составляют 300 научных сотрудников, среди которых 8 академиков и 6 членов-корреспондентов, 72 доктора наук и более 200 кандидатов наук.

Деятельность института и хозяйственных подразделений строго координирована и полностью ориентирована на совместное решение задач по основным научным направлениям.

Активное и непосредственное участие ученых института в практической реализации своих разработок повышает их значимость как работников академической науки в проведении фундаментальных исследований и поисковых разработок в области сварки и смежных процессов, а также спецэлектрометаллургии, имеющих межотраслевое значение. За прошедшие 70 лет институт доказал жизнеспособность ориентации на целенаправленные фундаментальные исследования. В активе ученых института уникальные результаты познания физики дугового разряда и низкотемпературной плазмы, свойств мощных остросточкованных пучков электронов, природы плавления, испарения, кристаллизации и конденсации металлов, физико-химических и теплофизических процессов сварки и рафинирующих переплавов, прочности и надежности сварных соединений и конструкций.

Результаты этих работ подтверждены лицензиями и патентами. Институтом проданы более 150 лицензий в США, Германию, Японию, Россию, Швецию, Францию, Китай и др. Получены около 2600 патентов Украины, России и дальнего зарубежья, а также более 6500 авторских свидетельств.

За годы деятельности института более 60 выдающихся разработок, выполненных и внедренных в народное хозяйство сотрудниками института в содружестве с производственными коллективами, удостоены ленинских, государственных, а также премий имени выдающихся ученых Украины.

Реализация перспективных научных разработок и инновационных проектов института осуществляется также через созданный при ИЭС «Технологический парк», в состав которого входят свыше 30 научных организаций, предприятий, инженерных центров и опытных заводов, специализирующихся в области сварки и родственных технологий. Среди них такие известные производители сварочного оборудования, как «КЗЭСО» и «СЭЛМА».

Одним из основных направлений деятельности института является подготовка научных и инженерных кадров. Подготовка кандидатов и докторов технических наук осуществляется через докторантуру и аспирантуру. При институте работает специализированный совет по приему к защите докторских

и кандидатских диссертаций в области сварки, спецэлектрометаллургии и автоматического управления технологическими процессами.

Подготовка инженерных кадров ведется институтом совместно с НТУУ «Киевский политехнический институт». Ученые института читают студентам обзорные курсы и руководят целевой подготовкой магистров. Научно-производственную и дипломную практику студенты проходят в научных отделах и лабораториях института.

Подготовка инженеров-физиков и математиков со специализацией в области сварки и спецэлектрометаллургии осуществляется на кафедре физической металлургии и материаловедения Киевского отделения МФТИ, организованной на базе ИЭС.

Профессионально-техническая подготовка и переподготовка специалистов сварочного производства осуществляется в учебном центре института. Система обучения в центре достаточно гибкая. Структура учебных программ предусматривает очную как групповую, так и индивидуальную подготовку слушателей курсов. Обучение проводится по национальным и европейским стандартам с выдачей соответствующего сертификата.

На базе института, имеющего уникальный научный и кадровый потенциал, хорошо оснащенные испытательные лаборатории, создан центр по сертификации продукции сварочного производства, который аккредитован как орган по сертификации под названием «СЕПРОЗ». В настоящее время центр проводит работу по совершенствованию украинской системы сертификации в соответствии с международными нормами и правилами.

Институт поддерживает широкие международные связи с ведущими центрами по сварке в Европе, США, Азии, является членом Международного института сварки и Европейской сварочной федерации. На базе института действует Межгосударственный научный совет по сварке и родственным технологиям стран СНГ, Международная ассоциация «Сварка» и Международное объединение «Интерм».

Результаты исследований ученых института постоянно публикуются в журналах «Автоматическая сварка», «Современная электрометаллургия», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Сварщик», издаются монографии, справочники и другая книжная продукция. Кроме того, институт издает журналы на английском языке «The Paton Welding Journal» и «Advances in Electrometallurgy».

Институт проводит различные конференции и семинары, организывает национальные и международные выставки.

За прошедшие 70 лет коллектив института прошел славный путь. Сегодня — это коллектив единомышленников, приумножающий успехи Патоновской научной школы, имеющей мировое признание. Институт растет и развивается, совершенствуется его структура и система управления — все направлено на дальнейшее развитие сварки и родственных процессов, а также решение базовых проблем экономики промышленного производства.



УДК 669.187.56.001.1

О НЕКОТОРЫХ «СТАРЫХ— НОВЫХ» ЗАДАЧАХ ЭШП

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

Рассмотрены старые и новые проблемы получения больших слитков для крупных поковок, применяемых в тяжелом и энергетическом машиностроении. Показаны новые возможности современных технологических процессов ЭШП и ЭШС и их разновидностей для повышения металлургического качества крупнотоннажных слитков и кованосварных заготовок из легированных сталей и сплавов, которые используются в производстве сверхкрупных роторов газовых и паровых турбин энергетических установок.

Old and new problems in production of large ingots for large forgings used in heavy and power engineering sectors are considered. New capabilities of the advanced ESR and ESW processes and their modifications are shown, ensuring improvement of metallurgical quality of large-tonnage ingots and forged-welded billets of alloyed steels and alloys applied in production of super large rotors for gas and steam turbines of power plants.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; крупные кузнечные слитки; легированные стали и сплавы; никелевые суперсплавы; электрошлаковая сварка; ЭШС с применением присадочных кусковых материалов; электрошлаковая наплавка; ЭШН с жидким металлом; ЭШП по двухконтурной схеме; ЭШС с жидким металлом

Возврат к старым — в прямом временном смысле — вечным задачам характерен для многих областей науки и техники. В частности, в последнее время опять наблюдается повышенный интерес к крупному кузнечному слитку электрошлакового переплава (ЭШП) для нужд машиностроения.

Тяжелое и энергетическое машиностроение развивается по пути укрупнения машиностроительных изделий, их отдельных узлов и деталей, масса которых измеряется десятками и сотнями тонн. При этом одновременно с увеличением их габаритов и массы повышается уровень требований к качеству деталей и готовых изделий, а также к технико-экономическим показателям их производства, которые, прежде всего, зависят от принятой технологической схемы, в том числе способа сварки в случае кованосварных и литосварных изделий.

На прошедшей 15-й Международной конференции кузнецов IFM-2003, состоявшейся 26–29 октября 2003 г. в г. Кобе, Япония, был представлен ряд докладов, свидетельствующих об эффективности применения ЭШП для получения крупных слитков для поковок роторов и дисков мощных паровых и газовых турбин [1–3].

В докладе, представленном известным поставщиком турбинных поковок Saarschmiede (Германия), описывается опыт производства роторов цилиндров высокого и среднего давления паровых турбин из сталей 1 % CrMoV и 2 % CrMoWV (эти стали аналогичны сталям марок 25X1M1ФА и ЭИ415), предназначенных для работы при температуре пара до 585 °С, и цилиндров низкого давления из стали типа (23...27) % NiCrMoV (аналог сталей 25ХНЗМФА и 26ХНЗМФА). Важным достижением этой работы является комбинированный ротор из стали 2 % CrMoWV, в котором совмещены ступени высокого, среднего и низкого давления благодаря их термообработке на разные структуры (мартенсит, бейнит). На фирме Saarschmiede широко используют сверхчистую сталь, что позволяет поднять температуру рабочего тела в газовых турбинах и на ступенях низкого давления паровых турбин. Под сверхчистой понимается сталь с содержанием Cu, Si, Mn < 0,03 % каждого, As < 0,007 %; Sb < 0,0007 %; Sn < 0,0035 %. Фактическое содержание фосфора на уровне 0,007 %, серы — менее 0,005 %. Такое низкое содержание вредных примесей в металле — необходимое условие для обеспечения требований, предъявляемых к служебным характеристикам, в частности к длительной прочности. Для изготовления крупных роторов используют слитки ЭШП массой до 165 т.

В докладе, представленном фирмой Japan Casting and Forging Corp. (Япония), отмечается, что

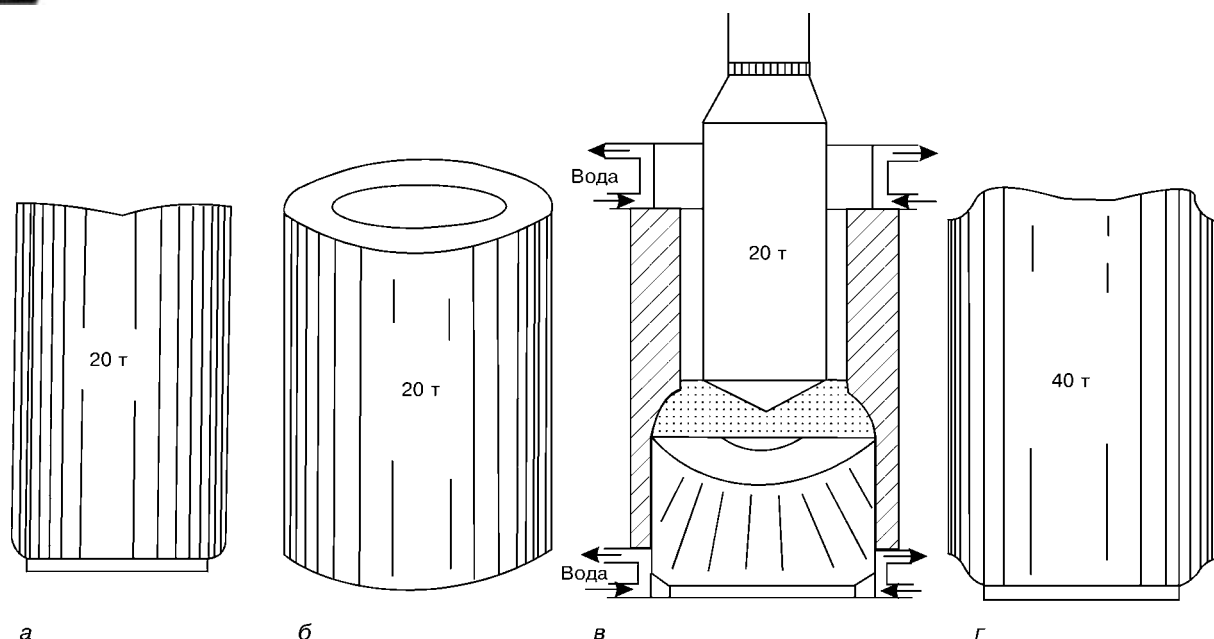


Рис. 1 Схема укрупнения слитков способом ЭШП в расходоуемых кристаллизаторах: а — слиток массой 20 т; б — расходоуемый кристаллизатор; в — ЭШП в расходоуемом кристаллизаторе; г — укрупненный слиток массой 40 т

при выплавке крупных слитков из высокохромистой стали с бором необходимо определить соотношение между B_2O_3 в шлаке и бором в металле при ЭШП или электрошлаковой подпитке крупного слитка, отлитого сифонным способом. В футерованную прибыль такого слитка заливают специальный шлак и погружают графитовые и расходоуемые электроды. По такой технологии отливают слитки массой от 62 до 106 т.

В докладе, подготовленном японскими специалистами Daldo Steel и Mitsubishi Heavy Industries, подчеркивается, что вакуумный электрошлаковый переплав электрода вакуумной индукционной плавки позволил при низком вводе элементов-раскислителей получить заданное содержание бора и азота в кобальтсодержащей стали для лопаток и болтов роторов паровых турбин, работающих при 650 °С. В сверхчистой стали содержится, %: Cr 10; Mo 0,7; W 1,7; V 0,23; (Nb + Ta) 0,08; Co 3,3; B 0,07; N 0,022.

В докладе известного специалиста А. Митчелла (Канада) [3] рассмотрены способы ЭШП, ВДП, ЭШ подпитка и ЭШС как технологии производства роторов и валов из сталей и сплавов, склонных к сегрегации. Показано, что для получения крупнотоннажных слитков приемлемого качества из сталей NiCrMoV и CrMoV важен правильный выбор технологии их выплавки, обеспечивающей получение сверхчистого металла, применение при разливке оптимальных по геометрическим параметрам изложниц, а также соответствующей технологии при их ковке. При выплавке крупных слитков из сплавов на основе никеля, в частности из сплава Инконель 718, требуются другие подходы для обеспечения высокого качества металла из-за склонности этих сплавов к сегрегации и образованию дефектов типа «фрексл», которые не устраняются при термической обработке.

Отмечено, что применение переплавных процессов также не решает всех проблем изготовления крупных слитков из сплавов на никелевой основе при увеличении их диаметра: в случае ВДП — более 1000 мм, для существующих схем ЭШП — более 700 мм. В качестве альтернативы А. Митчелл рассматривает метод укрупнения слитков на основе ЭШС и ЭШП порошкообразных материалов с нерасходоуемым электродом, которые в разные годы впервые были разработаны в ИЭС им. Е. О. Патона [4–6].

Следует отметить, что проблема получения качественного крупного кузнечного слитка периодически обостряется. Попытки решить или обойти проблему подавления структурных дефектов ливноточного происхождения предпринимались неоднократно. Ибо даже без ясной картины природы образования этих дефектов достаточно давно было известно, что они проявляются тем резче, чем больше сечение и масса слитка и соответственно больше размер двухфазной зоны в затвердевающем слитке и дольше время его затвердевания.

Основным недостатком канонических схем ЭШП и ВДП является жесткая связь между электрическим (тепловым) режимом и скоростью плавления металла, что обуславливает сравнительно большой объем металлической ванны и неблагоприятную с точки зрения условий кристаллизации ее форму.

Одним из возможных решений проблемы получения бездефектных крупнотоннажных слитков ЭШП из никелевых суперсплавов является применение разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона нового процесса электрошлакового переплава расходоуемого электрода в токоподводящем кристаллизаторе по двухконтурной схеме (ЭШП ДС) [7]. При использовании ЭШП ДС может быть получена любая наперед заданная производительность процесса и форма металлической ванны, независимо от диаметра слитка. Если при канонической схеме ЭШП



или ВДП глубина металлической ванны в ее центральной части составляет обычно величину, равную радиусу слитка, то при ЭШП ДС металлическая ванна может быть существенно меньше и иметь практически плоскую форму. Важным достоинством процесса ЭШП ДС является надлежащее формирование поверхности слитка.

Вполне очевидно, что решить указанную проблему практически можно также путем получения крупного слитка требуемого размера из меньших слитков, свободных от структурных дефектов, путем соединения их в единый моноблок. Такие подходы были реализованы на основании электрошлакового сварочного процесса.

Еще в начале 70-х годов для укрупнения кузнечных слитков без снижения их качества в ИЭС им. Е. О. Патона был разработан способ ЭШП в расходоуемом кристаллизаторе [4]. Так называемый расходоуемый кристаллизатор получают прошивкой и раскаткой слитка либо используют литой полый слиток. Затем в этом кристаллизаторе переплавляют электрод из металла, химический состав которого идентичен металлу расходоуемого кристаллизатора. Массу слитка при этом можно увеличить в 1,5–3 раза (рис. 1) без повышения мощности трансформатора электрошлаковой печи. В случае, если расходоуемый электрод и кристаллизатор изготавливают из разных марок сталей или сплавов, описанный способ позволяет получать биметаллические заготовки, которые при необходимости могут быть использованы в производстве биметаллического сортового проката или биметаллических труб.

Разновидность указанного процесса на Западе получила название МХКВ (МНКВ) по наименованиям фирм, осуществлявших его реализацию (Midvale Heppenstal / Klockner-Werke). Центральная зона обычного слитка, в наибольшей степени подверженная дефектам, выбивается с помощью кузнечного пресса, образуя отверстие, заполняемое соответствующим материалом с помощью ЭШП. К началу 80-х годов прошлого столетия на заводах в Оснабрюкке (ФРГ) таким процессом были получены ~ 30 слитков массой до 210 т. В ряде случаев наблюдались дефекты в переходной зоне между основным металлом и выплавляемой сердцевиной. Причиной этому явились усадочные явления, усугубленные жестким термометформационным циклом, имеющим место при заплавлении осевой зоны. Вследствие этого процесс МХКВ не нашел широкого применения для производства высоконагруженных роторов.

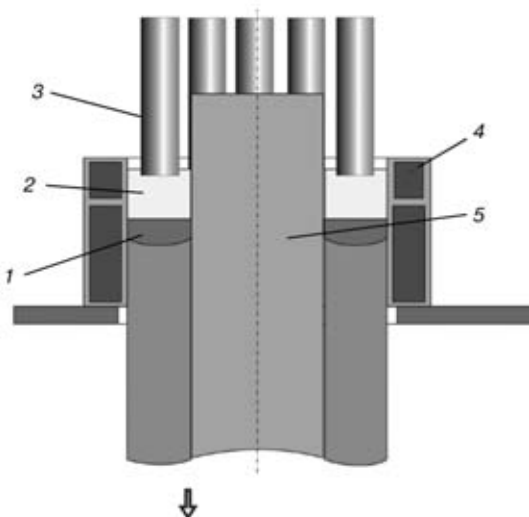


Рис. 2. Схема укрупнения слитков способом ЭШНУ в подвижном коротком кристаллизаторе: 1 — металлическая ванна; 2 — шлаковая ванна; 3 — расходоуемые электроды; 4 — кристаллизатор; 5 — слиток

Более благоприятные термометформационные условия могут быть обеспечены при кольцевой электрошлаковой наплавке металла на центральный осевой слиток. В этом случае металлическая ванна наплавляемого металла имеет минимальный объем, а двухфазная зона твердожидкого состояния — минимальную протяженность, что позволяет избежать образования кристаллизационных дефектов.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технологическая схема укрупнения тяжелых кузнечных слитков способом кольцевой электрошлаковой наплавки (ЭШНУ) включает установление центрального слитка с заданным зазором в охватывающий его короткий кристаллизатор, ограничение зазора снизу с помощью кольцевого поддона с затравкой, которые входят в формирующую часть кристаллизатора. В процессе ЭШНУ при относительном

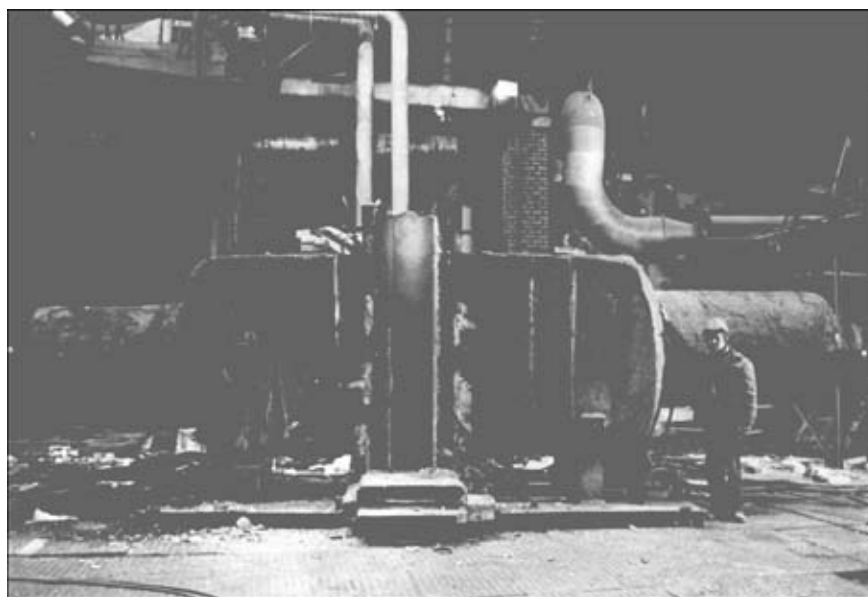


Рис. 3. Укрупненная способом ЭШС КПКМ кованосварная заготовка рабочего вала из стали 50ХН массой 103 т для стана ЛП04500



встречном перемещении слитка и кристаллизатора путем частичного оплавления центрального слитка и плавления одного или нескольких расходуемых электродов формируется слиток, диаметр которого больше, чем диаметр исходного центрального слитка на величину, равную удвоенному заданному зазору (рис. 2).

В качестве исходного может быть слиток, предварительно наплавленный по указанной технологии. Для ЭШНу могут быть использованы кусковые присадочные материалы или жидкий металл в сочетании с расходуемыми (или нерасходуемыми) электродами, или без них — в случае применения токоподводящего кристаллизатора.

Идея получения качественного кованосварного изделия из двух или более слитков (поковок) сравнительно малого размера с гарантированным отсутствием структурных дефектов ликвационного происхождения весьма плодотворна и сегодня может быть реализована на основе применения способов электрошлаковой сварки, например, по бифилярной схеме (ЭШСб).

В промышленных условиях реализовано несколько разновидностей способов ЭШСб, в том числе ЭШС КПМ — электрошлаковая сварка двумя неподвижными электродами с подачей в сварочный зазор кусковых присадочных материалов в виде дроби или сечки (рис. 3). Разрабатываемая в настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона технология электрошлаковой сварки с применением жидкого металла (ЭШС ЖМ) вместо кусковых присадочных материалов существенно расширяет возможности ЭШС и обеспечивает получение высококачественных сварных соединений с однородными физико-механическими свойствами из сталей и сплавов практически любого химического состава [9,10].

Таким образом, плодотворные идеи, в свое время заложенные в создание электрошлаковой технологии и многих ее разновидностей (ЭШП в расхо-

дуемом кристаллизаторе, ЭШСб, ЭШС КПМ, ЭШН ЖМ и др.), не утратили своего значения и сегодня. На их основе могут успешно решаться задачи повышения качества и служебных характеристик металла крупных кузнечных слитков и сварных заготовок как старые — для легированных высокопрочных сталей, так и новые — для никелевых суперсплавов.

1. Колтишон Э. Ю. Проблема получения большого слитка для крупных поковок ответственного назначения // *Электрометаллургия*. — 2004. — № 3. — С. 43–47.
2. Колтишон Э. Ю., Уточкин Ю. И. Производство крупных изделий ответственного назначения для энергомашиностроения // Там же. — № 5. — С. 43–46.
3. Mitchell A. The prospects for large forgings of segregation-sensitive alloys // IFM-2003. 26–29 October 2003. Kobe, Japan. — Proceeding VDEh. — P. 57–63.
4. Некоторые особенности ЭШП металла в расходуемых кристаллизаторах / Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко, Д. А. Козлитин и др. // *Рафинирующие переплавы*. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 96–100.
5. Новые способы сварки заготовок сверхкрупных сечений — электрошлаковая сварка неподвижным электродом с добавками кусковых материалов (ЭШС КПМ) / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. П. Андреев и др. // *Проблемы электрошлаковой технологии*. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 41–47.
6. *Электрошлаковая технология в машиностроении* / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной. — Киев: Техніка, 1984. — 215 с.
7. К вопросу об электрошлаковой выплавке крупнотоннажных заготовок из высоколегированных сталей и сплавов / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко и др. // *Пробл. спец. электрометаллургии*. — 1999. — № 2. — С. 26–30.
8. Кюнель Г., Махнер П. Специальные способы производства крупных кузнечных слитков // *Электрошлаковый переплав*. — Киев: Наук. думка. — 1983 — Вып. 7. — С. 51–60.
9. *Электрошлаковый процесс с использованием жидкого металла — новый путь в развитии электрошлаковой технологии* / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. В. Чернец // *Пробл. спец. электрометаллургии*. — 1999. — № 3. — С. 3–9.
10. Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. Новые возможности электрошлаковой технологии в машиностроении // *Металлургия машиностроения*. — 2003. — № 1. — С. 2–5.

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

Поступила 19.07.2004



УДК 669.187.56.002.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИДОВ ЖЕЛЕЗА

А. А. Троянский, А. Д. Рябцев, Н. Н. Галян

Показана принципиальная возможность получения слитков алюминидов железа Fe_3Al и FeAl с помощью камерного электрошлакового переплава составных расходоуемых электродов сталь-алюминий под кальцийсодержащими флюсами в контролируемой атмосфере. Качество и однородность полученного материала подтверждена химическим и металлографическим анализами.

The feasibility of producing ingots of iron aluminides Fe_3Al and FeAl using a chamber electroslag remelting of steel-aluminium composite consumable electrodes under calcium-containing fluxes in controllable atmosphere is shown. Quality and homogeneity of the produced material were confirmed by chemical and metallographic analyses.

Ключевые слова: камерный электрошлаковый переплав; алюминиды железа; технология; кальцийсодержащий флюс

Создание новой техники, работающей в условиях высоких температур, агрессивных сред, эрозионных потоков, невозможно без использования новых материалов, какими являются интерметаллиды и, в частности, алюминиды железа. Интерметаллиды — это химические соединения металлов, занимающие промежуточное положение между металлами и керамикой как по типу химической связи, так и по свойствам. Одни из интерметаллических соединений имеют химические связи металлического типа, другие — ковалентного. Дальний порядок обеспечивает более сильную межатомную связь. Интерметаллиды лучше обрабатываются, чем керамики. Наряду с определенной пластичностью, они сохраняют свою структуру и прочность при высоких температурах, отличаются хорошими антикоррозионными и антифрикционными свойствами, в чем значительно превосходят обычные металлы.

Алуниниды железа — новый класс особо легких перспективных конструкционных материалов, предназначенных для работы при температурах 630...680 °С, превышающих рабочие температуры эксплуатации титановых суперсплавов (< 600 °С). Содержание алюминия в соединении Fe_3Al находится в пределах 14...17 % мас, в соеди-

нении FeAl — 25...32 % мас. Алюминиды легче, чем некоторые суперсплавы (плотность промышленных сплавов на основе никеля составляет 8,3...8,9 г/см³, плотность Fe_3Al — 6,72 г/см³, плотность FeAl — 5,56 г/см³) и практически не нуждаются в защите от окисления при рабочих температурах.

Сплавы на основе Fe_3Al применяются в автомобилестроении как заменители нержавеющей стали в системе выхлопа [1], как материал для дисков регенераторов автомобильных газотурбинных систем [2], перспективны для космической техники и производства отдельных узлов и дисков газовых турбин, работающих при температурах 630...680 °С [3]. Сплавы на основе FeAl могут использоваться в системах каталитического дожигания выхлопных газов, элементах для резистивного нагрева, также

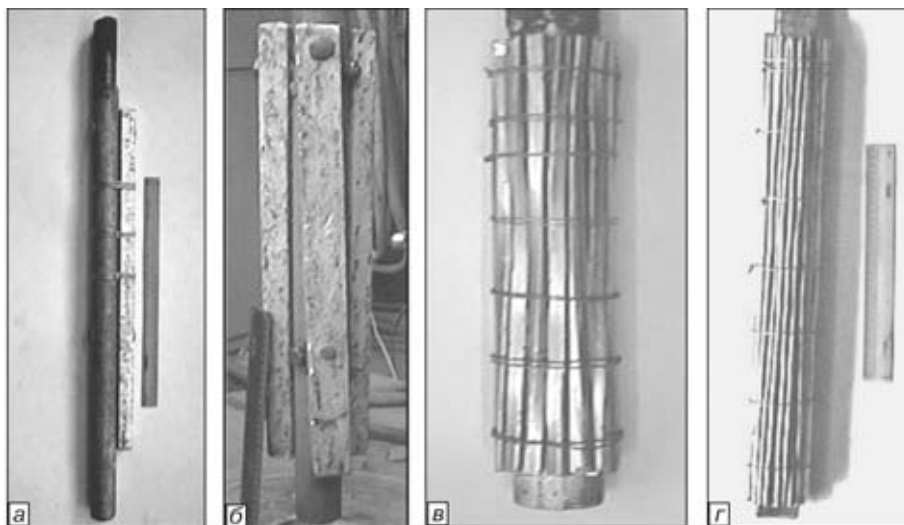


Рис. 1. Составные железо-алюминиевые расходоуемые электроды: а, в — массовая доля алюминиевой части 17 %; б, г — то же 32 %

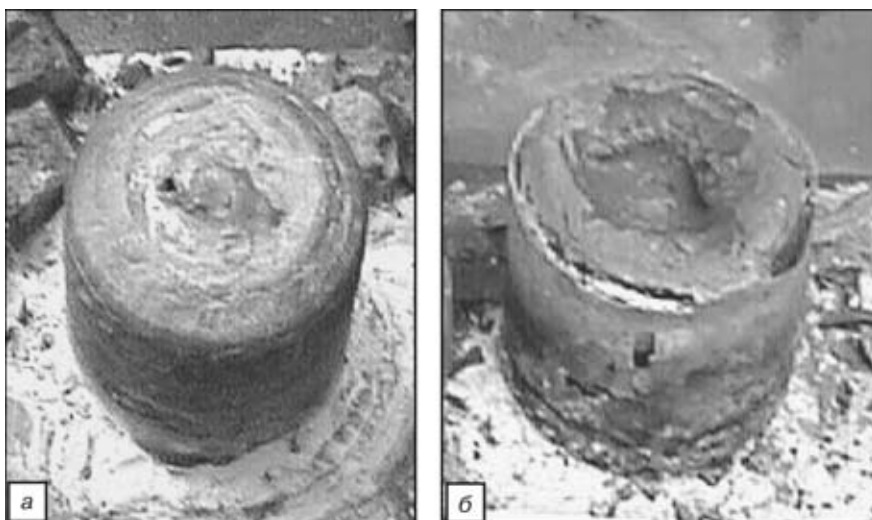


Рис. 2. Слитки алюминидов железа КЭШП: а — слиток Fe_3Al ; б — слиток FeAl

они перспективны в качестве композиционных материалов для космической техники [4].

Производство алюминидов железа как конструкционного материала соответствующего уровня свойств для условий высокотемпературной эксплуатации не требует большого количества дефицитных легирующих элементов. Вместе с тем, оно все еще сдерживается отсутствием относительно простых и недорогих технологий, осложняющихся значительной разницей температур плавления, испарения и плотностей алюминия и железа. Именно из-за высокой упругости пара алюминия эти сплавы сложно выплавлять в вакуумных агрегатах.

Известны способы получения сплавов на основе алюминидов железа методами горячего и холодного прессования порошков [5, 6], в том числе и с механическим легированием [7], а также дуговым и плазменным распылением [8] и др. Технология их производства многостадийна и сложна, что приводит к удорожанию продукции и снижению эффективности ее применения.

В литературе имеются сведения и о получении алюминидов железа с применением методов спецэлектрометаллургии. Так, в работе [9] предложен и опробован способ производства алюминидов желе-

за по двухстадийной схеме: выплавка расходных электродов состава Fe_3Al из стального скрапа и технически чистого алюминия в вакуумно-индукционной печи и получение из них методом классического электрошлакового переплава слитков с содержанием алюминия 16 % мас и углерода 0,014... 0,5 % мас. После нагрева до 1000 °С и часовой выдержки в печи слитки подвергли пластической деформации. При этом установлена хорошая обрабатываемость слитков с содержанием углерода более 0,14 % мас. Слитки же с содержанием углерода менее 0,06 % мас при дефор-

мации раскалывались. Авторы предположительно объясняют улучшение механических свойств алюминидов железа с $[\text{C}] \geq 0,14$ % мас равномерным распределением в слитках включений Fe_3AlC и растворенного углерода.

Настоящая работа посвящена исследованию возможности получения слитков алюминидов железа методами электрошлакового переплава составных расходных электродов под традиционным флюсом АНФ-6 в открытом агрегате и под флюсом системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ в камерной печи (КЭШП).

Основу расходных электродов составляли катаные пруты диаметром 45 мм из стали 50. К ним, для введения в слиток алюминия в стехиометрическом соотношении, крепили с помощью болтов и стальной проволоки алюминиевые бруски сечением 34×25 мм (рис. 1, а, б) или прутки сечением 70 и 27,4 мм² (рис. 1, в, г). Массовая доля алюминиевой части в электродах составляла 17 % (из расчета получения интерметаллида Fe_3Al , содержащего 25 % ат Al) и 32 % (из расчета получения интерметаллида FeAl , содержащего 50 % ат Al).

Электрошлаковый переплав электродов проводили на установке А-550, переоборудованной в камерную печь ЭШП, на воздухе и в контролируемой атмосфере аргона, в водоохлаждаемые кристаллизаторы диаметром 100 и 130 мм. В обоих вариантах для наведения шлака применяли технологию «твердого» старта на металлической стружке.

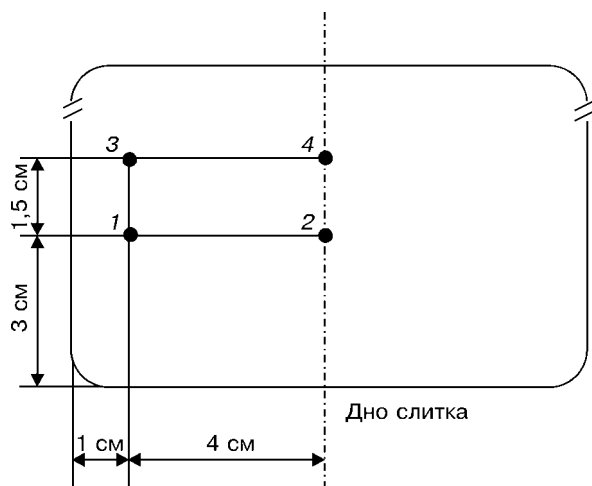


Рис. 3. Схема отбора проб из слитков КЭШП

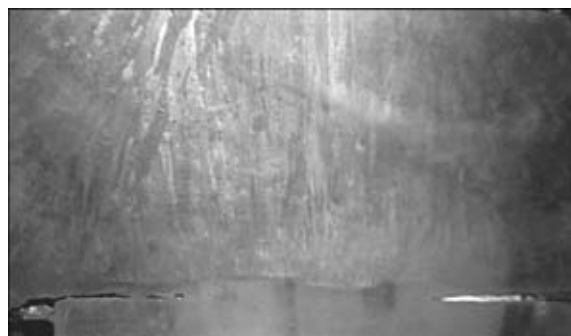


Рис. 4. Макроструктура слитка Fe_3Al КЭШП



При КЭШП камеру печи предварительно вакуумировали, а затем заполняли аргоном, поддерживая по ходу плавки его избыточное давление 10^4 Па. Флюс для этого варианта составляли из фтористого кальция марки ОСЧ 5-2 (основа) и металлического кальция (4...7,4 % мас).

Под флюсом АНФ-6 по традиционной монофилярной схеме были выплавлены два слитка. Оба слитка имели хорошую гладкую поверхность.

Однако слиток с расчетным содержанием 25 % ат Al имел поперечные трещины, а с расчетным содержанием 50 % ат Al саморазрушался на воздухе. Связано это, вероятно, с изменениями по ходу плавки состава шлака из-за активного окисления алюминия, о чем свидетельствует бурное выделение из кристаллизатора белого дыма, и с возможным насыщением металла углеродом [10] из терморасщепляющегося графита, присаживаемого на поверхность шлака для его защиты.

Полученные результаты показали, что использование канонической схемы ЭШП для производства алюминидов железа без специальных мер защиты электродов и плавильного пространства нецелесообразно. Определенные перспективы в данном направлении открывает КЭШП, сочетающий возможности защиты электрода и плавильного пространства инертным газом и использование металло-содержащих шлаков, обеспечивающих глубоко раскисленную активно рафинирующую среду [11].

Для получения слитков интерметаллидов Fe_3Al и $FeAl$ из составных расходных электродов сталь-алюминий использовали КЭШП в атмосфере аргона под кальцийсодержащим флюсом. Выплавленные слитки диаметром 100 мм охлаждали в кристаллизаторе в течение 30 мин, после чего снимали камеру и их извлекали. Слитки имели гладкую поверхность (рис. 2, а, б), от которой хорошо отделялись шлаковая «шапка» и гарнисаж.

Слитки разрезали вдоль продольной оси, после чего одну половину использовали для химического анализа, а из средней части другой изготавливали поперечные темплеты для макро- и микроструктурного анализа, которые предварительно шлифовали и травили в 10 %-ном водном растворе HCl (на макроструктуру) и 10 %-ном водном растворе HNO_3 (на микроструктуру). Шлифы исследовали на оптическом микроскопе Neophot-2 и растровом электронном микроскопе JEOL JSM-T3000, определяя при этом и локаль-

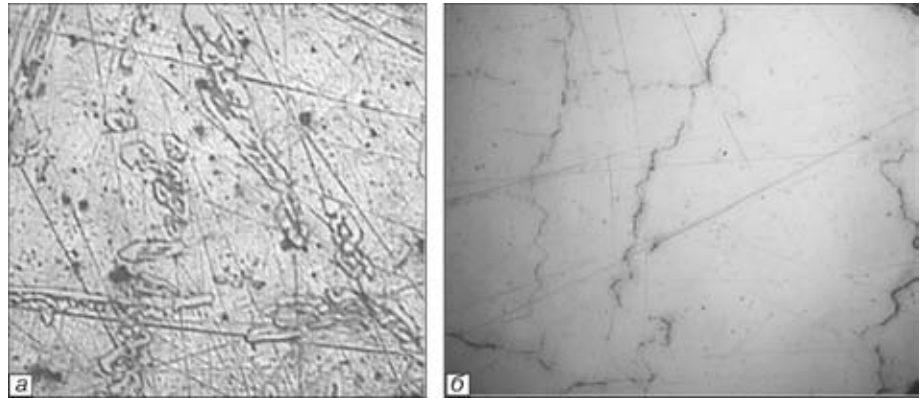


Рис. 5. Микроструктура слитков КЭШП: а — слиток Fe_3Al ($\times 250$); б — слиток $FeAl$ ($\times 150$)

ную химическую неоднородность с помощью рентгеноспектрального анализа.

Образцы фотографировали цифровой камерой QV-100 и оцифрованный файл анализировали с помощью программного пакета АСД. Микротвердость измеряли микротвердомером ПМТ-3 (15 измерений на точку), вдавливая алмазную пирамиду при разных нагрузках. Химический анализ стружки из различных точек слитка (рис. 3) проводили титриметрическим комплексонометрическим (комплексон III) методом.

Результаты химического анализа слитков КЭШП (табл. 1) свидетельствуют о достаточной их однородности. Макроструктура (рис. 4) имеет характерную для слитков ЭШП направленность, плотная, без видимых дефектов. Статистически средние значения микротвердости представлены в табл. 2. Приведенные значения микротвердости хорошо согласуются с опубликованными ранее данными [12].

Таблица 1

Точки отбора проб в слитке (рис. 3)	Содержание алюминия, %	
	Слиток Fe_3Al	Слиток $FeAl$
1	14,3	29,2
2	13,69	29,7
3	14,35	—
4	14,7	—

Микроструктурным анализом установлено, что слиток Fe_3Al , полученный методом КЭШП, имеет двухфазную структуру, которая состоит из матрицы и второй фазы в виде округлых ветвистых включе-

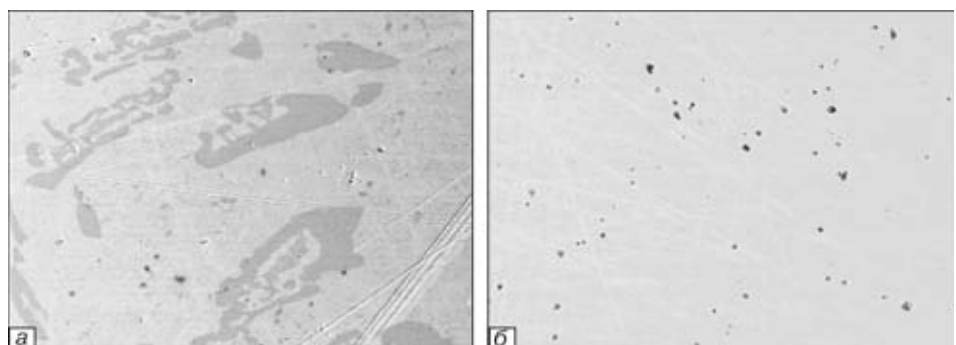


Рис. 6. Микроструктура слитков КЭШП, полученных растровой электронной микроскопией ($\times 500$): а — слиток Fe_3Al ; б — слиток $FeAl$

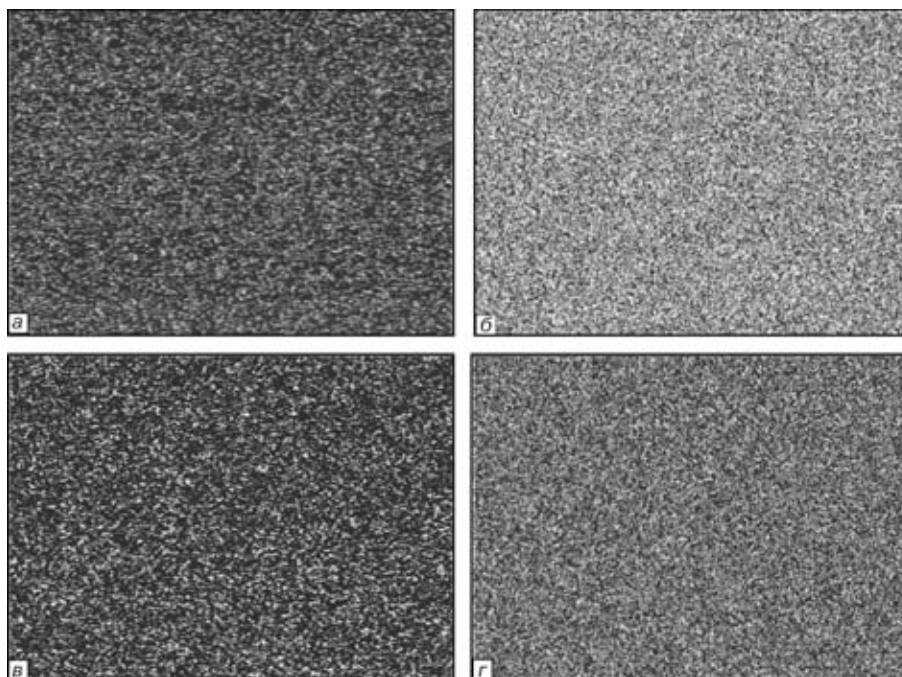


Рис. 7. Распределение алюминия и железа в слитках КЭШП ($\times 1500$): а, б — образец слитка Fe_3Al в характеристическом излучении Al- k и Fe- k соответственно; в, г — образец слитка FeAl в характеристическом излучении Al- k и Fe- k соответственно

Таблица 2

Слиток	Микротвердость, HRC (кгс/мм ²)	
	Матрица слитка	Включения второй фазы
Fe_3Al	33...34 (320...327)	570 (51)
FeAl	50 (551)	—

ний, толщина их в среднем 50 мкм. Располагаются включения равномерно по всему слитку (рис. 5, а). Вторую фазу идентифицировали как перовскит Fe_3AlC . Слиток FeAl имеет однофазную дендритную структуру (рис. 5, б).

Микроструктуры, выявленные растровой электронной микроскопией, представлены на рис. 6. Наблюдаемый композиционный контраст возникает в ходе сканирования электронным зондом объектов с локальными изменениями химического состава при изменении коэффициентов вторичной эмиссии и отражения электронов. С увеличением атомного номера коэффициент отражения электронов растет. Поэтому места, обогащенные более тяжелыми элементами, отражают больше электронов и выглядят на фотографии светлыми.

Темные участки (рис. 6, а) отвечают включениям второй фазы Fe_3AlC , обогащенной более легким элементом — углеродом. В слитке FeAl, содержащем около 29 % мас Al, включения второй фазы не наблюдаются (рис. 6, б), что может свидетельствовать о переходе углерода преимущественно в растворенное состояние.

Исследование металла на локальную химическую неоднородность в характеристическом излучении Al- k и Fe- k свидетельствует о равномерном распределении в слитке алюминия и железа (рис. 7).

Высокотемпературную стойкость опытного металла к окислению определяли на образцах, вырезанных из средних частей слитков Fe_3Al и FeAl. Образцы массой 1 г подвешивали на нихромовой проволоке к тензометрическому датчику и опускали в печь Таммана, разогретую до температуры 800 °С. После 2 ч пребывания образцов в печи доля прироста массы образцов составила соответственно 0,35 и 0,25 %. Это свидетельствует о высокой стойкости опытного металла в условиях высоких температур.

Таким образом, приведенные результаты исследований свидетельствуют о возможности получения слитков интерметаллидов системы железо-алюминий в камерных электрошлаковых печах.

1. Irvin R. R. Intermetallics offer potential for down-to-earth uses // Metalwork, News. — 1989. — P. 16.
2. Sikka V. K., Viswanathan S., McKamey C. G. Development and commercialization status of Fe_3Al -based alloys // Struct. Intermetallics: Champion, Pa. Sept. 26–30, 1993.
3. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под. ред. Ч. Т. Симса и др.: Пер. с англ. В 2-х кн. Кн. 2 / Под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
4. Deevi S. C., Sastry D. H., Sikka V. K. Alloy development and industrial processing of iron aluminide sheets // 3rd International Symposium on Structural Intermetallics, Jackson Hole, Wyoming, April 28-May, 2002.
5. Заявка 438832 Японии. Способ изготовления выпускных и впускных клапанов двигателей внутреннего сгорания из алюминидов / Кимура Масакэ. — Заявл. 24.05.90. — Оpubл. 31.01.92.
6. Rawers J. S. Tensile fracture iron-iron aluminide foil composites // Scr. Met. et Mater. — 1994. — **30**, N 6. — P. 701–706.
7. Solid state reactivity thermal stability and structural properties of Fe-Al nanostructured intermetallic compounds / E. Bonetti, G. Scipione, S. Enzo et al // NANO'94: 2nd Int. Conf. Nanostruct. Mater. Stuttgart, Oct. 3–7, Programme and Abstr. — 1994. — 149 p.
8. Lawrynowicz D. E., Lavernia E. J. Spray atomization and deposition of fiber reinforced intermetallic matrix composites // Scr. Met. et Mater. — 1994. — **31**, N 9. — P. 1277–1281.
9. Effect of hot working on room temperature mechanical properties and stress-rupture behaviour of ESR processed Fe-16wt % Al intermetallic alloys / R. G. Baligidad, U. Prakash, A. Radhakrishna et al // ISIJ International. — 1996. — **36**, N 9. — P. 1215–1221.
10. Бобро Ю. Г. Алюминиевые чугуны. — Харьков: ХГУ, 1964. — 195 с.
11. Исследование возможности получения титан-алюминиевого сплава методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» кальцийсодержащими флюсами / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, О. В. Тарлов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000 — № 1. — С. 75–78.
12. Effect of carbon content on mechanical properties of electroslag remelted Fe_3Al based intermetallic alloys / R. G. Baligidad, U. Prakash, V. Ramakrishna Rao et al // ISIJ International. — 1996. — **36**, N 12. — P. 1453–1458.

Донецкий национальный технический университет

Поступила 09.06.2004



УДК 621.74.042:621.745.55

ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЕ ЛИТЬЕ ФЛАНЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК С ПРИМЕНЕНИЕМ ИНОКУЛИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Е. Н. Еремин, С. Н. Жеребцов

Описан способ получения высококачественных заготовок типа фланец методом центробежного электрошлакового литья с модифицированием металла дисперсными частицами карбонитрида титана. Приведены результаты сравнительного анализа литого металла и показаны преимущества способа.

Method of producing high-quality billets of flange type using the centrifugal electroslag casting with metal modifying by dispersed particles of titanium carbonitride is described. Results of comparative analysis of cast metal are given and advantages of the method are shown.

Ключевые слова: центробежное электрошлаковое литье; модифицирование; структура; механические свойства; фланцевые заготовки

В настоящее время на предприятиях нефтегазоперерабатывающей и химической промышленности для соединения различных трубопроводов широкое применение получили изделия в виде кольцевых заготовок типа фланец. Они изготавливаются по ГОСТ 12820–80, ГОСТ 12821–80 из сталей 20, 09Г2С, 10Г2, 2Х13, 08Х18Н10Т и др. и работают в области высоких давлений и жестких климатических условиях, при резких перепадах температур транспортируемых сред и поэтому являются деталями ответственного назначения, подводимыми Госгортехнадзору Российской Федерации.

Данная продукция может изготавливаться различными технологическими процессами. Наиболее широко используютсяковка, штамповка, литье традиционными способами (открытыми методами плавки) с последующей механической обработкой заготовок. Эти штатные технологии имеют и преимущества, и недостатки.

Достоинствами традиционной технологии литья являются высокая точность заготовок с минимальными допусками на механическую обработку и большой коэффициент использования металла. К ее недостаткам следует отнести невысокое качество металла и трудность получения плотных заготовок, поскольку при плавке и разливе расплав насыщается газами, неметаллическими включениями, вредными примесями и склонен к структурной и химической неоднородности. По этим причинам литые заготовки для изготовления деталей ответственного назначения практически не применяются.

Изделия, полученные ковкой, имеют более высокое качество металла, хотя и могут наследовать дефекты литых заготовок и слитков, используемых при этом. Серьезные недостатки этой технологии — высокая стоимость заготовок, обусловленная при-

менением большого количества промежуточных операций (ковка слитков на биллеты, разрезка их на заготовки, прошивка заготовок, раздача), низкий коэффициент использования металла и необходимость наличия дорогостоящего кузнечного и прокатного оборудования. Таким образом, горячая деформация при производстве фланцевых заготовок — это вынужденное решение, к которому прибегают из-за низкого качества литья.

Перспективным направлением решения этой проблемы является замена кованых заготовок отливками высокого качества с минимальными допусками на механическую обработку. Поскольку эти детали имеют центральные сквозные отверстия, для их изготовления целесообразно использовать новую прогрессивную технологию — центробежное электрошлаковое литье (ЦЭШЛ), которое в силу своих технологических особенностей лишено многих из вышеперечисленных недостатков [1].

Сущность технологии заключается в электрошлаковом переплаве электрода в плавильной емкости, обеспечивающей накопление жидкого металла и шлака в нужных количествах, и последующей его заливке во вращающуюся форму. В качестве пере-



Рис. 1. Общий вид разобранного кокиля с отливкой в гарнисаже

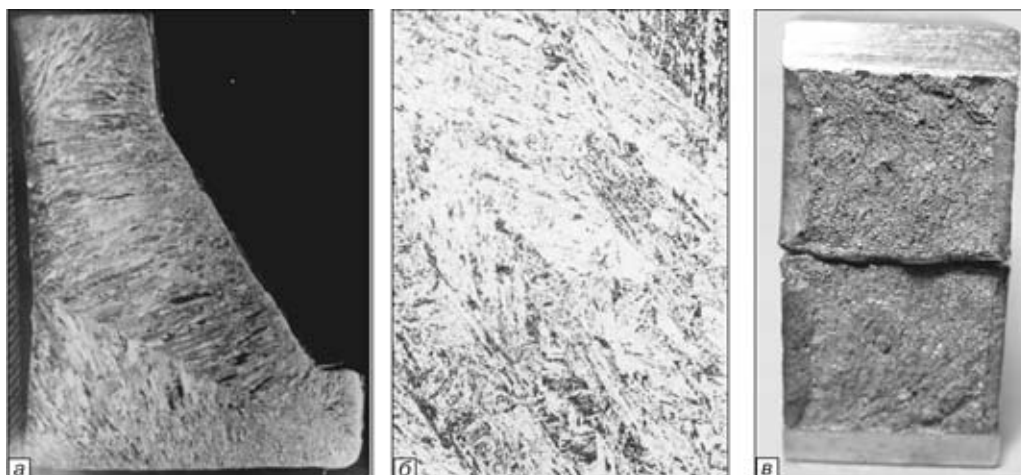


Рис. 2. Структура литой немодифицированной стали 2X13: а — макроструктура; б — микроструктура (X 200); в — рельеф излома

плавляемого металла могут применяться расходные электроды любой формы и сечения. Такая технология и была использована для изготовления фланцевых заготовок ответственного назначения.

Переплавление расходного электрода осуществляли под флюсом, представляющим собой смесь фтористого кальция, электрокорунда, магнезита и кремнезема. Такой флюс обеспечивает рафинирование жидкого металла в плавильной емкости от серы и фосфора, защиту от вредного воздействия окружающей среды, а также отличается значительной текучестью при высокой скорости охлаждения [2].

Метод электрошлакового литья прост и производителен. Оборудование для реализации этой технологии включает в себя серийные установки типа А-550У или ЭШП-0,25, гарнисажную плавильную емкость специальной конструкции, центробежную машину с вертикальной осью вращения и литейную форму.

Точность получаемой отливки определяется литейной формой. Поэтому использовали составной кокиль, изготовленный методом токарной обработки кольцевых заготовок, каждая из которых повторяет часть наружной конфигурации отливаемой детали. При сливе шлакометаллической струи в кокиль под действием центробежных сил происходит ее разделение. Шлак препятствует прилипанию отливки к стенкам литейной формы, располагаясь тонким и ровным слоем на ее поверхности. Значительная часть шлака вытесняется внутрь и вверх

отливки, где является тепловой надставкой и не позволяет образовываться усадочным полостям и раковинам. По мере общего снижения температуры металла и шлака на поверхности отливки образуется гарнисаж, отделяемый от заготовки только после ее извлечения из формы. Для примера на рис. 1 показан общий вид разобранного кокиля с отливкой.

Важным преимуществом такой технологии является возможность упрочнения металла заготовок за счет его модифицирования. Выбор модификатора осуществляли согласно методике, изложенной в работе [3]. Установлено, что наиболее эффективным является комплексное модифицирование синтетическими ультрадисперсными частицами карбонитрида титана и титана в количестве 0,3... 0,5% от массы расплава. Модификатор получали смешиванием порошковых компонентов с последующим холодным прессованием в таблетки диаметром 25... 30 мм и толщиной 8... 15 мм. Размеры таблеток были выбраны из условия их растворения в модифицируемом расплаве в течение 20... 30 с. Модификатор вводили при температуре 1650 °С за 2 мин до слива, что обеспечивало равномерное распределение дисперсных частиц-инокуляторов по всему объему жидкого металла в плавильной емкости. Заливку металла в металлическую литейную форму-кокиль проводили при температуре 1600 °С.

Заготовки фланцев, полученные центробежным электрошлаковым литьем с модифицированием

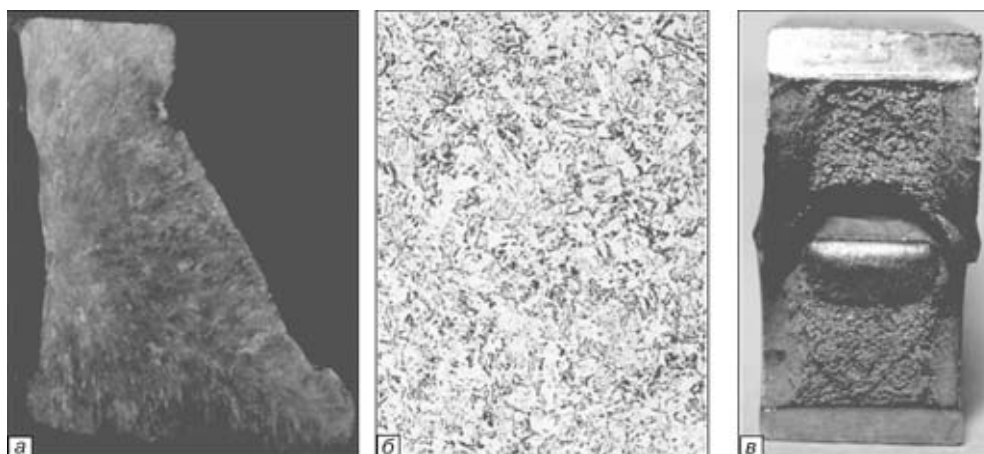


Рис. 3. Структура литой модифицированной стали 2X13: а — макроструктура; б — микроструктура (X 200); в — рельеф излома



Марка стали	Режимы термической обработки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	KCU^{+20} МДж/м ²
09Г2С	Нормализация 930 °С, воздух	505	332	34	62	1,34
09Г2С (индукционная плавка)		481	324	21	49	0,76
09Г2С (ЦЭШЛМ)		512	343	29	61	1,25
2Х13	Закалка 1050 °С, масло, отпуск 660 °С, воздух	808	636	21,3	68,5	1,42
2Х13 (индукционная плавка)		784	615	15,4	50,2	0,68
2Х13 (ЦЭШЛМ)		816	622	20,4	64,6	1,39
0Х18Н10Т	Аустенитизация 1050 °С, воздух	546	278	55,2	67,5	2,62
0Х18Н10Т (индукционная плавка)		514	249	44,3	50,1	1,64
0Х18Н10Т (ЦЭШЛМ)		598	324	52,6	61,2	2,13

(ЦЭШЛМ), удовлетворяют всем предъявляемым требованиям к выпускаемой продукции: это и геометрическая точность отливки, и высокие свойства металла. Так, припуск под механическую обработку по наружной поверхности составляет 2... 2,5 мм, по высоте — до 4 мм, по внутреннему диаметру — 8... 15 мм. Коэффициент использования металла при этом достигает 0,6–0,8. Это существенно снижает металлоемкость изделия и энергозатраты на его изготовление.

Электрошлаковый модифицированный металл отличается от металла, полученного открытой плавкой, мелкозернистой структурой, большей химической однородностью, отсутствием инородных окисных включений, воздушных пузырей, пор, раковин, трещин, низким содержанием вредных примесей серы и фосфора, равномерной плотностью металла по всему объему, а, следовательно, и изотропностью физико-механических свойств по всем направлениям. Так, например, анализ структуры полученных отливок из стали 2Х13 свидетельствует о том, что немодифицированный металл имеет направленную транскристаллитную структуру с большой протяженностью первичных осей дендритов. Металлографический анализ показал, что в этом случае происходит огрубление структуры мартенсита, сопровождающееся значительным повышением твердости с межкристаллитной формой разрушения металла (рис. 2).

Введение в металл 0,4% модификатора приводит к существенному изменению структуры и свойств литого металла. Устраняются зоны транскристаллизации в кольцевых отливках, резко уменьшаются размеры дендритов, которые к тому же приобретают благоприятную форму по всему объему закристаллизовавшегося металла. Структура отливки характеризуется наличием ферритно-мартенситной матрицы с компактными карбидами, расположенными большей частью в микрзернах, а разрушение ударных образцов носит в основном транскристаллитный характер (рис. 3).

В этом случае уровень механических свойств отливок практически не отличается от свойств ковanej заготовки. Результаты механических испытаний некоторых марок сталей, применяемых для изготовления фланцев, приведены в таблице.

Сравнительный анализ показывает значительное превосходство электрошлакового металла над

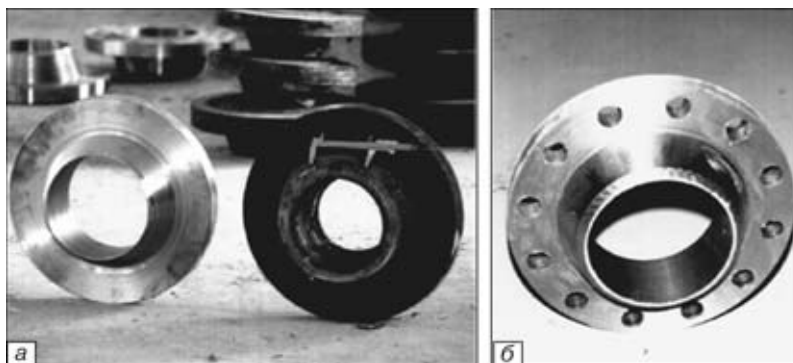


Рис. 4. Общий вид очищенной от гарнисажа отливки и фланца Ду 200, полученного из нее после предварительной (а) и окончательной механической обработки (б)

металлом открытой индукционной плавки и небольшие различия по отношению к свойствам ковanej. Ультразвуковой контроль и магнитодетектоскопия показали плотную литую структуру, отсутствие микротрещин и каких-либо дефектов. После механической обработки такие фланцы успешно прошли гидротесты на герметичность под давлением 44 МПа. Для примера на рис. 4 приведен общий вид отливки и готового фланца Ду 200 с давлением рабочей среды Ру 10 МПа. В целом, свойства электрошлакового металла удовлетворяют требованиям ТУ26-0157-24-69, что позволяет использовать литые электрошлаковые заготовки взамен поковок. Кроме того, такая технология обеспечивает высокую оперативность выпуска различной номенклатуры и типоразмеров фланцевых заготовок.

По разработанной технологии на ЗАО «Омский завод специальных изделий» освоено производство литых фланцев от Ду 50 до Ду 500 с давлением рабочей среды от Ру 0,1 до Ру 20,0 МПа из сталей 20, 09Г2С, 17ГС, 10Г2, 2Х13, 08Х18Н10Т, Х17Н13М3Т и Х23Н18.

1. Медовар Б. И., Шевцов В. Л., Маринский Г. С. Центробежное электрошлаковое литье. — Киев: О-во «Знание» УССР, 1983. — 48 с.
2. Медовар Б. И., Цыкуленко А. К., Шевцов В. Л. Металлургия электрошлакового процесса. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
3. Еремин Е. Н. Закономерности комплексного модифицирования литого электрошлакового металла // Анализ и синтез механических систем. — Омск: Изд-во ОмГТУ, 1998. — С. 131–134.

Омский государственный технический университет
ЗАО «Омский завод специальных изделий»

Поступила 29.01.2004



УДК 669.187.526:51.001.57

ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛЫХ ТИТАНОВЫХ СЛИТКОВ МЕТОДОМ ЭЛПЕ

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

Разработана технология производства толстостенных полых слитков большого диаметра методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. С использованием математической модели подобраны оптимальные режимы плавки. Исследовано качество полученных слитков.

Technology of production of thick-walled hollow large-diameter ingots using the method of electron beam cold hearth melting was developed. Using a mathematical model the optimum melting conditions were selected. Quality of produced ingots was examined.

Ключевые слова: *полый слиток; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; математическое моделирование; сплавы титана; трубы большого диаметра*

Трубные заготовки из титановых сплавов традиционно получают либо механической обработкой катаных прутков, либо прессовой прошивкой цилиндрических слитков, выплавленных с помощью вакуумно-дугового переплава (ВДП) и прошедших предварительную механическую обработку [1]. При этом пластическая обработка трудоемкая и требует содержания значительного парка кузнечно-прессового оборудования. Механическая обработка как слитка ВДП, так и трубной заготовки приводит к значительным потерям металла (до 15 %).

В последнее время предпринят ряд успешных попыток производства титановых труб из слитков электронно-лучевой плавки (ЭЛП) [2, 3]. Слитки выплавливаются как в глухонный кристаллизатор с применением электромагнитного перемешивания, так и с использованием промежуточной емкости. Качество полученных труб из металла ЭЛПЕ соответствует требованиям стандартов [2, 3]. Вместе с тем, трубные заготовки получают методами сверления и прошивки катаных прутков.

Кардинально новым подходом в производстве трубной заготовки, с точки зрения экономии материала и сокращения технологических операций, является получение полых слитков методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). Использование технологии ЭЛПЕ при изготовлении титановых слитков позволяет не толь-

ко практически полностью разделить процессы плавления и кристаллизации и тем самым управлять формированием структуры полого слитка, но и удалять из титана неметаллические включения и такую вредную примесь внедрения, как водород. Традиционная технология ВДП не обеспечивает гарантированного удаления таких включений в полном объеме. Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью позволяет перегреть поверхность расплава до температур выше, чем при ВДП, и дает возможность выдерживать металл в жидком состоянии любое необходимое время [4, 5].

Анализ результатов экспериментальных плавки показал, что за время пребывания жидкого металла в промежуточной емкости тяжелые включения типа карбидов вольфрама и молибдена оседают на дно и накапливаются в гарнисаже, в то время как более легкие тугоплавкие включения нитрида титана и насыщенные азотом частицы α -титана растворяются в процессе выдержки расплава в промежуточной емкости в условиях нагрева поверхности расплава электронными лучами [6].

С целью отработки технологии получения полых титановых слитков в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины были проведены экспериментальные плавки на электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью УЭ-182М. В качестве формирующего устройства использовали проходной кристаллизатор с центральным дорном. Процесс получения полых слитков осуществляли следующим образом.

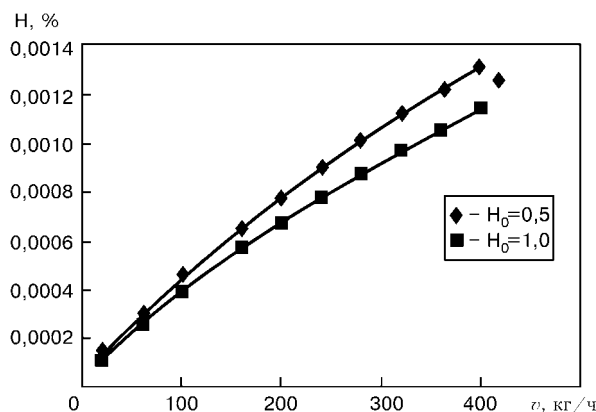


Рис. 1. Зависимость содержания водорода в полом слитке от скорости плавки

Исходную заготовку загружали в печь и герметизировали ее. При достижении рабочего давления в камерах плавки 10^{-2} Па и электронно-лучевого нагревателя 10^{-3} Па в определенной последовательности включали электрические блоки питания и управления электронно-лучевым нагревателем. Механизмом горизонтальной подачи переплавляемую заготовку подавали в зону действия электронных лучей. Повышая ток накала катодов, увеличивали мощность электронных лучей и прогревали заготовку. После прогрева заготовку плавил в медную водоохлаждаемую промежуточную емкость, где расплав металла накапливался и рафинировался от вредных примесей, газов и неметаллических включений. Из промежуточной емкости, по мере накопления, жидкий металл порциями сливали по сливному носку в формирующий кристаллизатор, состоящий из внешней обечайки и внутреннего дорна, изготовленных из водоохлаждаемой меди, где формировался полый слиток. По мере наплавления слитка его вытягивали из кристаллизатора посредством штока механизма вытягивания.

В процессе плавки электронные лучи перемещаются по верхнему торцу формируемого слитка и в зоне контакта расплава с рабочей поверхностью дорна и кристаллизатора, компенсируя теплоотвод к кристаллизатору и дорну, что положительно сказывается на структуре получаемой заготовки. Одновременно развертка луча по свободной поверхности расплава обеспечивает заданный температурный режим в металлической ванне. Такой характер обогрева слитка предотвращает образование усадочной раковины в его верхней части, способствует растеканию поступающего металла и формированию качественной боковой поверхности. Процесс продолжается до полного сплавления исходной заготовки и получения полого слитка необходимой длины. Мощность и скорость плавки поддерживаются постоянными.

Для изучения закономерностей рафинирования титана от водорода при ЭЛПЕ полых слитков использовали математическую модель десорбции водорода при выплавке этим же методом сплошных слитков [7]. При этом в математическую модель были внесены поправки на наличие дорна, который

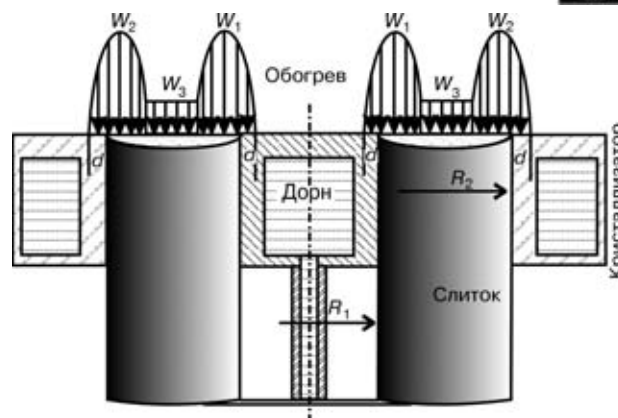


Рис. 2. Модель процесса формирования полого слитка при ЭЛПЕ

формирует внутреннюю поверхность слитка. Построенная на основе материального баланса водорода в трех зонах рафинирования металла (оплавляемый торец расходуемой заготовки, а также ванна жидкого металла в промежуточной емкости и в кристаллизаторе), математическая модель устанавливает зависимость эффективности рафинирования от технологических параметров плавки и кинетических констант водорода в титане.

Обработка результатов экспериментальных плавок нелегированного титана позволила получить численные значения коэффициента массопереноса водорода в жидком титане β_H и константы скорости поверхностной реакции молизации водорода k_2^H в титане:

$$\beta_H = 3,1 \cdot 10^{-3} \text{ м/с}; \quad k_2^H = 6,0 \cdot 10^{-2} \text{ м/(\%} \cdot \text{с)}. \quad (1)$$

Расчеты по математической модели для полого слитка позволили установить зависимость эффективности рафинирования титана от водорода при ЭЛПЕ при различных скоростях v плавки (рис. 1).

Анализ полученных зависимостей показывает, что степень рафинирования монотонно возрастает при уменьшении скорости плавки. Это обусловлено увеличением времени выдержки жидкого металла в вакууме. Установлено, что рафинирование металла при выплавке полых слитков подчиняется тем же закономерностям, что и при получении слитков сплошного сечения.

Таким образом, установлено, что требуемый уровень содержания водорода при ЭЛПЕ полых слитков обеспечивается в широком диапазоне значений технологических параметров, и оптимизацию технологического процесса следует осуществлять с точки зрения формирования необходимой структуры полого слитка и себестоимости его производства.

Для определения оптимальных теплофизических условий формирования слитка были проведены расчеты в рамках математической модели тепловых процессов в цилиндрическом слитке [8], адаптированной для случая полого слитка (рис. 2). В используемой модели жидкий металл сливается в кристаллизатор порциями, а слиток из него вытягивается периодически. Поверхность слитка обогревается тремя электронными лучами, причем

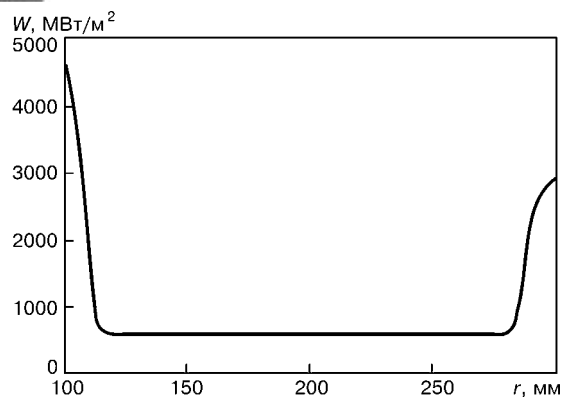


Рис. 3. Распределение удельной мощности по торцевой поверхности слитка

мощность W_3 одного из них равномерно распределена в центральной зоне ($R_2 < r < R_1$), а двух других W_1 и W_2 сконцентрирована в периферийных зонах. В математической модели контролируемые технологическими параметрами являются: мощность лучей W_1 , W_2 и W_3 , периодичность заливки τ , высота сливаемой в кристаллизатор порции h , величина смещения d периферийного луча от центра на стенку кристаллизатора.

Процесс переноса тепла описывается уравнением теплопроводности в цилиндрической системе координат (r, ϕ, z) для случая осевой симметрии. Ось oz системы координат совпадает с осью слитка (ось симметрии), а ось or — с радиальным направлением. Начало координат задано на нижнем основании слитка.

Уравнение теплопроводности в этом случае принимает вид

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r}) + \frac{\partial}{\partial z} (\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z}), \quad (2)$$

$$R_2 < r < R_1; \quad 0 < z < s(t); \quad t > 0,$$

где c — удельная теплоемкость; ρ — плотность; λ — коэффициент теплопроводности; R_1 и R_2 — внешний и внутренний радиусы слитка; $s(t)$ — текущая высота слитка. При этом граничное условие на внутренней поверхности слитка — теплообмен со стенкой дорна. В зависимости от того, в каком отношении находится температура поверхности слитка с некоторой критической температурой T_k (при которой поверхность слитка отделяется от стенки кристаллизатора), теплообмен слитка с кристаллизатором осуществляется по разным законам.

При $T < T_k$ — по закону Стефана–Больцмана:

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_2} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_{cp}^4), \quad (3)$$

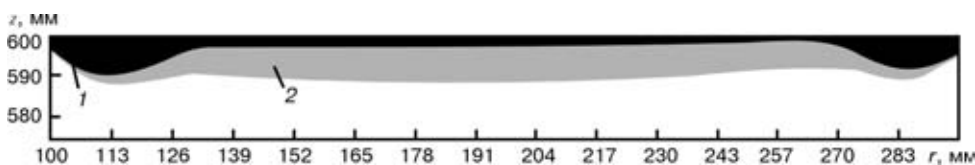


Рис. 4. Температурное поле в полых слитке титана внешним диаметром 600 и внутренним 200 мм: 1 — $T > 1898$ К (жидкая ванна); 2 — $T = 1868...1898$ К (твердожидкая область)



Рис. 5. Внешний вид оплавленного полого слитка титана внешним диаметром 600 и внутренним 200 мм

где ε — степень черноты; σ — постоянная Стефана–Больцмана; T_{cp} — температура стенки кристаллизатора.

При $T > T_k$ — по закону Ньютона–Рихмана:

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_2} = \alpha (T - T_{cp}), \quad (4)$$

где α — коэффициент теплопередачи между слитком и кристаллизатором.

Скорость плавки была принята равной 100 кг/ч, периодичность заливки порций жидкого металла — 3 мин. В результате проведенных расчетов в качестве оптимального было выбрано распределение мощности электронных лучей в кристаллизаторе (рис. 3), обеспечивающее мелкую жидкую ванну на всей поверхности слитка (рис. 4). При таком распределении мощности достигается равномерное растекание заливаемых порций жидкого металла и практически плоский фронт кристаллизации, способствующий образованию в слитке однородной структуры из равноосных зерен.

С использованием рассчитанного режима электронно-лучевого обогрева полого слитка в кристаллизаторе на электронно-лучевой установке УЭ-182М были выплавлены опытные полые слитки титанового сплава ВТ1-0 внешним диаметром 600 мм, внутренним 200 мм и длиной 2 м (рис. 5). Внешняя поверхность слитков была оплавлена электронным лучом [9].

Для выявления в полых титановых слитках внутренних дефектов в виде неметаллических включений, а также пор и несплошностей использовали метод ультразвуковой дефектоскопии (УЗК). Исследования проводили с применением прибора УД-11УА эхо-импульсным методом при контактном варианте контроля. Рабочая частота УЗК составляла

2,5 и 5 МГц, что обеспечивало максимальное соотношение «сигнал/шум».

Исследование полых слитков проводили путем последовательного ручного сканирования боковой поверхности



вдоль образующей цилиндра (параллельно продольной оси). Шаг между линиями сканирования составлял 10...20 мм. Ось излучения соответствовала радиусу цилиндра. Сканированию подвергалась вся боковая поверхность полого слитка, что обеспечивало контроль всего его объема. Наблюдали множественные отражения малой амплитуды, что типично для литого металла и является результатом отражения сигнала от границ зерен. Анализ не выявил отражений, которые можно было бы интерпретировать как крупные неметаллические включения, поры, усадочные раковины.

Таким образом, УЗК показал, что в исследованных полых титановых слитках отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером более 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений. Эти результаты были подтверждены визуальными исследованиями травленого фрагмента полого слитка (рис. 6). Структура слитка однородная, состоящая из равноосных зерен размером 10...30 мкм.

Таким образом, в ИЭС им. Е. О. Патона впервые в мировой практике по разработанной технологии ЭЛПЕ получен толстостенный полый титановый слиток большого диаметра. Применение такой технологии производства полых титановых слитков и электронно-лучевого оплавления их поверхности позволяет значительно снизить расход металла и сократить количество технологических операций.

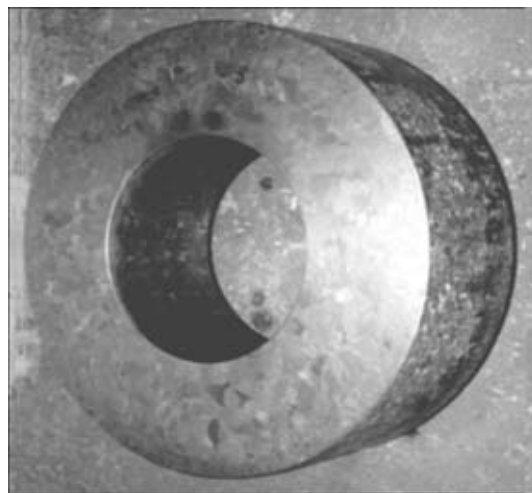


Рис. 6. Фрагмент полого слитка после травления

1. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / Н. Ф. Аношкин, М. З. Ерманык, Г. Д. Агарков и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
2. *Получение* титановых труб из заготовок электронно-лучевой плавки с использованием отходов / Т. Н. Бурак, В. С. Вахрушева, С. В. Ладохин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 3. — С. 24–29.
3. *Калинюк А. Н., Козловец О. Н., Ахонин С. В.* Производство полуфабрикатов из титановых слитков, полученных методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // Там же. — 2002. — № 2. — С. 25–28.

4. *Развитие* технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Там же — 2000. — № 2. — С. 34–40.
5. *Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В.* Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана // Титан. — 2003. — № 2. — С. 20–25.
6. *Ахонин С. В.* Математическое моделирование процесса растворения включений TiN в расплаве титана при ЭЛП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 1. — С. 20–24.
7. *Математическое* моделирование процессов рафинирования металлов от газов при электронно-лучевом переплаве с промежуточной емкостью / С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб, А. Н. Калинюк, С. В. Цвелодуб // Там же. — 1995. — № 2. — С. 36–42.
8. *Жук Г. В., Ахонина Л. В., Тригуб Н. П.* Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ // Там же. — 1998. — № 2. — С. 21–25.
9. *Электронно-лучевое* оплавление слитков титана / А. Н. Пикулин, Г. В. Жук, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 17–19.

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

Поступила 09.06.2004



УДК 669.187.526.001.6

РЕГУЛЯТОР АНОДНОГО ТОКА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПУШЕК С ПОДОГРЕВАЕМЫМ КАТОДОМ

О. Я. Гаврилюк, В. И. Несынов, Н. С. Комаров,
Ю. В. Руденко, Б. Б. Лебедев, А. Д. Подольцев

Рассмотрены особенности применения высокочастотных транзисторных преобразователей в качестве источника анодного тока электронно-лучевых пушек с подогреваемым катодом. На основе анализа электромагнитных процессов показано преимущество использования таких преобразователей по сравнению с традиционными сетевыми источниками электропитания.

Peculiarities of application of high-frequency transistor converters as an anode current source of electron beam guns with a preheated cathode are considered. The advantage of application of these converters as compared with traditional mains electric supply sources is shown on the basis of analysis of electromagnetic processes.

Ключевые слова: электронно-лучевые технологии; высокочастотные транзисторные преобразователи; источники электропитания.

Широкое распространение в электронно-лучевой технологии нанесения защитных покрытий нашли электронно-лучевые вакуумные установки, использующие прямонакальные электронные пушки. В таких пушках регулирование тока луча осуществляется за счет управления током накала вольфрамового катода. Упрощенная функциональная схема электропитания пушки показана на рис. 1.

Устройство электропитания установки содержит мощный высоковольтный источник анодного напряжения и источник тока накала, находящийся под высоким потенциалом. Изменение тока накала приводит к увеличению мощности, рассеиваемой в виде тепла на катоде, повышению температуры последнего и, соответственно, эмиссии электронов. Подводимая электрическая энергия уравнивается энергией эмиссии и излучения катода. Эмиссионные свойства вольфрама проявляются при температуре 2000... 2500 К. При таких температурах на величину тока анода оказывает влияние масса факторов: изменение сопротивления катода, изменение мощности излучения, напряженность электрического поля и др. Параметрическое управление величиной анодного тока из-за сложности учета многих факторов малоэффективно, что определило необходимость создания регуляторов анодного тока в виде статических систем автоматического управления. Для оценки точности подобной системы, ее динамических свойств и устойчивости требуется

анализ всех ее звеньев и, в первую очередь, самого катода, что потребовало разработки электрофизической модели подогреваемого катода.

Плотность тока термоэлектронной эмиссии согласно работе [1] определяется выражением Ричардсона

$$J_s = A T^2 e^{-\frac{B}{T}},$$

где T — температура по шкале Кельвина, а коэффициенты A и B находятся через электрофизичес-

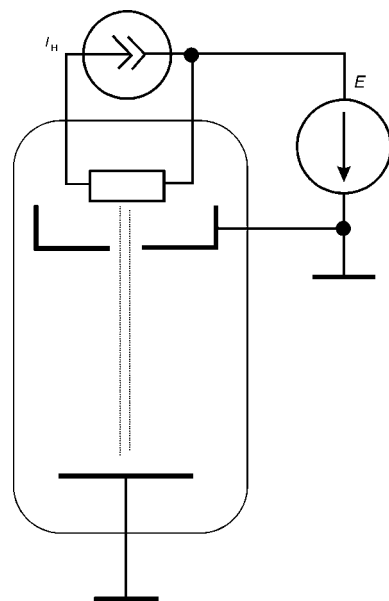


Рис. 1. Функциональная схема электропитания электронной пушки с прямонакальным катодом

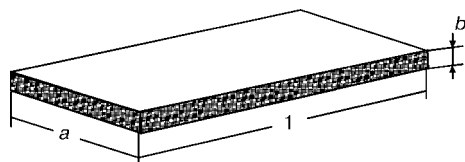


Рис. 2. Геометрия ленточного катода

кис константы. Уточненные значения A и B для вольфрамового катода таковы:

$$A = 60,2 \cdot 10^4 \text{ A}/(\text{м}^2 \cdot \text{K}^2), \quad B = 52700 \text{ K}.$$

В рассматриваемой пушке прямонакальный катод выполнен в виде ленты (рис. 2), геометрические размеры которого следующие: ширина $a = 3 \cdot 10^{-3}$ м, высота $b = 6 \cdot 10^{-4}$ м, длина $l = 65 \cdot 10^{-3}$ м.

Считаем, что эмиссия электронов происходит с поверхности катода, параллельной аноду, т. е.

$$S_e = a l.$$

Анодный ток определим как

$$I_a = J_S S_e.$$

Катод теряет подводимое к нему тепло за счет излучения и электронной эмиссии. Мощность излучения запишем

$$P_{\text{изл}} = \gamma \omega S_K,$$

где γ — удельное излучение; ω — коэффициент вторичной эмиссии; S_K — активная площадь катода.

Мощность, теряемая катодом в результате электронной эмиссии, пропорциональна эмиссионному току I_S :

$$P_{\text{эм}} = \phi I_S.$$

Поскольку величина работы выхода электронов ϕ мала, потерями энергии на электронную эмиссию можно пренебречь.

Сопротивление катода определяется удельным сопротивлением ρ его материала и геометрическими размерами:

$$R_K = \rho \frac{l}{a b}.$$

Необходимо учитывать влияние температуры на удельное сопротивление материала катода. Вольфрамовый катод имеет высокую удельную эмиссию

при температуре около 2500 К (температура плавления вольфрама 3683 ± 20 К). Влияние температуры на величину удельного сопротивления можно оценить по следующим данным:

$T, \text{ K}$	$\rho \cdot 10^8, \text{ Ом} \cdot \text{ м}$
240	5,5
900	27,9
1000	31,6
1100	35,6
1200	39,5

В работе [1] введено понятие единичного катода сечением 1 см^2 и длиной 1 см , выполненного из вольфрама. Для единичного катода круглого сечения рассчитаны зависимости мощности, теряемой вследствие излучения, и сопротивления от температуры (табл. 1).

Найдем выражения для сопротивления катода и теряемой мощности в пересчете от единичного катода круглого сечения к реальному катоду прямоугольного сечения. При этом зададимся равенством площадей поперечного сечения круглого и прямоугольного катодов. Тогда для реального катода сопротивление примет вид

$$R_K = R'_K \cdot 10^{-2} \cdot \frac{l \pi}{4ab}.$$

При пересчете мощности излучения зададимся равенством площади поверхности катода, т. е. равенством периметров поперечного сечения круглого и прямоугольного катодов. Тогда для реального катода мощность излучения найдем из выражения

$$P_{\text{изл}} = P'_{\text{изл}} \cdot 10^4 \cdot \frac{2(a+b)l}{\pi}.$$

Так, при температуре катода 1000, 2000 и 3000 К и токе накала 150 А значения сопротивления катода, подводимой электрической $P_{\text{эл}}$ и теряемой излучением мощности приведены в табл. 2.

Из данных таблицы следует, что тепловое равновесие катода обеспечивается при температуре $2000 < T < 3000$, что соответствует максимальной плотности эмиссионного тока вольфрамового катода.

Таблица 1

$T, \text{ K}$	$P'_{\text{изл}}, \text{ Вт}$	$R'_K, \text{ Ом}$	$T, \text{ K}$	$P'_{\text{изл}}, \text{ Вт}$	$R'_K, \text{ Ом}$
400	$6,24 \cdot 10^{-2}$	$10,26 \cdot 10^{-6}$	1800	44,54	$63,74 \cdot 10^{-6}$
600	$9,54 \cdot 10^{-2}$	$16,85 \cdot 10^{-6}$	2000	75,37	$72,19 \cdot 10^{-6}$
800	0,53	$24,19 \cdot 10^{-6}$	2200	119,8	$80,83 \cdot 10^{-6}$
1000	1,891	$31,74 \cdot 10^{-6}$	2400	181,2	$89,65 \cdot 10^{-6}$
1200	5,21	$39,46 \cdot 10^{-6}$	2600	263	$98,66 \cdot 10^{-6}$
1400	12,01	$47,37 \cdot 10^{-6}$	2800	368,9	$107,8 \cdot 10^{-6}$
1600	24,32	$56,46 \cdot 10^{-6}$	3000	503,5	$117,2 \cdot 10^{-6}$



Таблица 2.

T, K	R_k, Ω	$P_{изл}, Вт$	$P_{эл}, Вт$
1000	0,0089	2,82	200,2
2000	0,02	112	450
3000	0,033	750	742

Теплоемкость катода определяется удельной теплоемкостью его материала, массой и температурой:

$$C = C_{уд} m_k \left(1 + \frac{T}{6000}\right).$$

Заметим, что теплоемкость катода для рассматриваемого случая имеет порядок $C = 0,3$ Дж/град. Столь высокая теплоемкость обуславливает значительную инерционность процессов в пушке, определяемую единицами секунд.

Динамика изменения температуры катода может быть определена из уравнения

$$C \frac{\partial T}{\partial t} = P_{эл} - P_{изл}.$$

Переходя от производной к приращению для малого интервала времени получим

$$T_{l+\Delta l} = T_l + \frac{(P_{эл} - P_{изл})}{C} \Delta t.$$

В качестве регуляторов тока накала в электронно-лучевых установках применяются магнитные усилители, работающие на частоте питающей сети. Один из вариантов построения высокопотенциального источника тока накала показан на рис. 3. В состав источника входят три однофазных магнитных усилителя (МУ1–МУ3), высокопотенциальные трансформаторы (Тр1–Тр3) и выходные выпрямители. Для снижения потерь в выпрямителе, работающем на низкоомную нагрузку, предпочтительно применение трансформатора с двумя выходными полуобмотками. Цепь обратной связи состоит из источника эталонного напряжения U_e , датчика анодного тока $I_a R_{ш}$, усилителя рассогласования и исполнительной цепи, управляющей током подмагничивания магнитных усилителей.

При таком построении источника накала в системе автоматического управления имеются два основных инерционных звена. Первое звено обусловлено конечной теплоемкостью катода, а второе звено — ограниченным быстродействием магнитного усилителя. При соизмеримых постоянных времени указанных инерционных звеньев переходные процессы в системе автоматического управления при наличии возмущений имеют колебательный характер.

Моделирование процессов в регуляторе анодного тока с магнитным усилителем проводилось при следующих параметрах:

параметры катода — $a = 3 \cdot 10^{-3}$ м, $b = 6 \cdot 10^{-4}$ м, $l = 65 \cdot 10^{-3}$ м — геометрические размеры; $p = 19100$ кг/м³ — плотность вольфрама; $C_{уд} =$

$= 134$ Дж/(кг · град) — удельная теплоемкость вольфрама; $I_{a-k} = 0,025$ м — расстояние между анодом и катодом; $U_{a-k} = 20000$ В — анодное напряжение; $A = 602000$ А/(м²·К²), $B = 52700$ К — коэффициенты уравнения эмиссии;

параметры магнитного усилителя — $\tau = 0,02$ с — период напряжения питающей сети; $U_m = 10$ В — амплитуда напряжения на вторичных полуобмотках трансформатора; $k_1 = 0,1$ — коэффициент передачи звена рассогласования; $\tau_m = 0,1$ с — постоянная времени магнитного усилителя; $R_i = 0,01$ Ом — внутреннее выходное сопротивление источника питания накала.

Объем катода V_k , активная эмиссионная площадь S_e , масса катода m_k и его теплоемкость C_k определены согласно выражениям:

$$V_k = a b l; \quad S_e = a l;$$

$$m_k = V_k p; \quad C_k = C_{уд} m_k.$$

Результаты моделирования показаны на рис. 4. Масштаб для электрической мощности и мощности излучения принят равным 2 кВт/клетка, для эталонного тока и тока анода 1 А/клетка, для температуры катода 1000 К/клетка, для тока накала 200 А/клетка и для напряжения катода 10 В/клетка. Для наглядности нулевой уровень функции тока накала смещен вверх на одну клетку.

На рисунке виден участок предварительного прогрева катода до начала эмиссии. На этом участке из-за низкой температуры катода требуется принудительное ограничение тока накала. Из графика

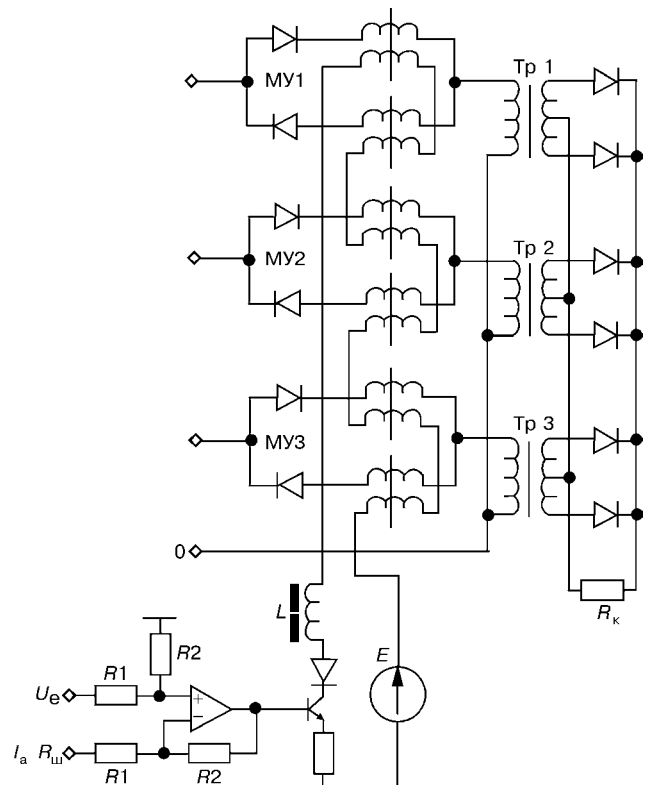


Рис. 3. Функциональная схема регулятора тока накала на основе магнитного усилителя

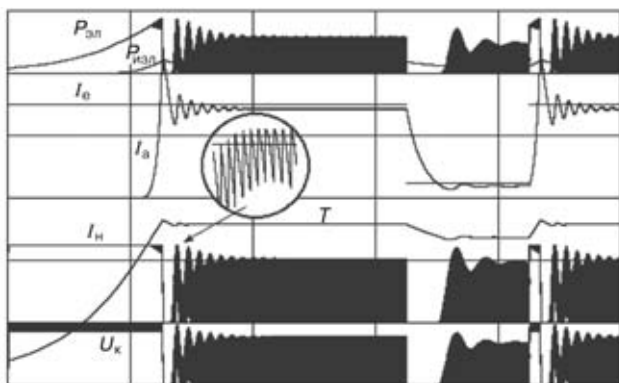


Рис. 4. Временные диаграммы процесса регулирования тока накала магнитным усилителем

следует, что анодный ток I_a , с точностью до статической ошибки, приближается к эталонному значению I_e . Переходные процессы, вызванные скачкообразным изменением эталонного тока, имеют затухающий колебательный характер. Работа магнитного усилителя на участке регулирования выходного тока вызывает искажения напряжения на входе выходных трансформаторов, вследствие чего возрастают пульсации выходного напряжения. Однако из-за большой теплоемкости катода такое изменение пульсаций не оказывает существенного влияния на характер изменения температуры катода и, соответственно, тока анода.

Отметим основные недостатки регуляторов тока накала катода электронно-лучевой установки на основе магнитных усилителей, которые работают на частоте промышленной сети: низкие динамические показатели регулятора и колебательный характер переходных процессов; значительные размеры магнитных усилителей и высокопотенциальных трансформаторов, что вызывает необходимость их удаления от вакуумной камеры, приводит к усложнению подвода энергии к установке и увеличению потерь в силовоточных цепях накала.

Существенно улучшить динамические свойства источника накала позволяет применение транзисторных преобразователей с высокочастотной им-

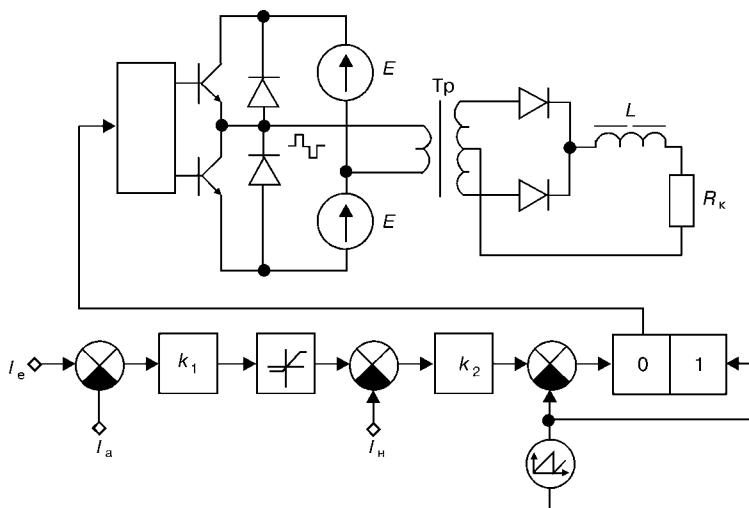


Рис. 5. Функциональная схема регулятора тока накала на основе импульсного преобразователя

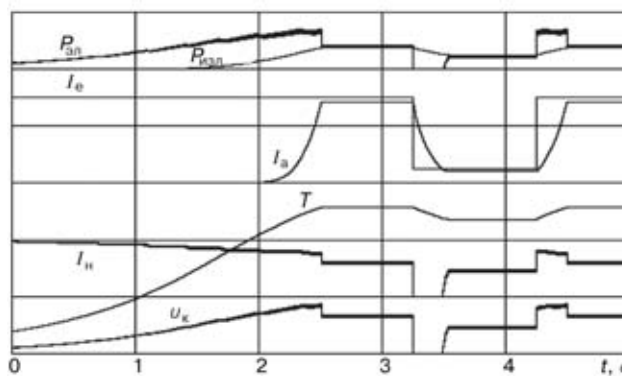


Рис. 6. Временные диаграммы процесса регулирования тока накала импульсным преобразователем

пульсной модуляцией. Схема подобного устройства показана на рис. 5. Устройство состоит из полумостового регулируемого инвертора, высокопотенциального трансформатора, выпрямителя и выходного дросселя. Цепь управления включает обратные связи по току анода и току накала, что позволяет стабилизировать анодный ток на уровне эталонного и ограничить максимальное значение тока накала.

Рассмотрим процессы в таком регуляторе анодного тока при следующих параметрах импульсного регулятора: $\tau_{имп} = 25 \text{ мкс}$ — период импульсной модуляции; $U_m = 3 \text{ В}$ — амплитуда синхронизирующего напряжения пилообразной формы; $E_2 = 15 \text{ В}$ — амплитуда импульсов на выходе выпрямителя; $k_1 = 50$, $k_2 = 1$ — коэффициенты передачи звеньев цепи обратной связи; $L_{др} = 10 \text{ мГн}$ — индуктивность выходного дросселя; $R_s = 0,01$ — сопротивление шунта в цепи источника накала.

Результаты моделирования показаны на рис. 6.

Из рисунка следует, что инерционные свойства импульсного регулятора по отношению к инерционности катода пренебрежимо малы и система «вырождается» в цепь первого порядка. Это исключает провалы и всплески анодного тока при переходных процессах, вызванных скачкообразным изменением эталонного сигнала. Наличие относительно небольшой индуктивности в выходной цепи источника накала обеспечивает значительное снижение пульсаций тока накала и, соответственно, напряжения на катоде.

Таким образом, переход на высокую частоту преобразования энергии улучшает динамические характеристики регулятора тока. Одновременно такой переход дает возможность уменьшить массогабаритные показатели, в частности, высокопотенциального трансформатора и выходного фильтра цепей питания накала катода, что при объединении их с выходным выпрямителем в единый малогабаритный высокопотенциальный трансформаторно-выпрямительный узел (ВТВУ) позволит разместить последний непосредственно на технологической камере электронно-лучевой установки. Такое решение даст возможность значительно упростить конструкцию ввода высо-

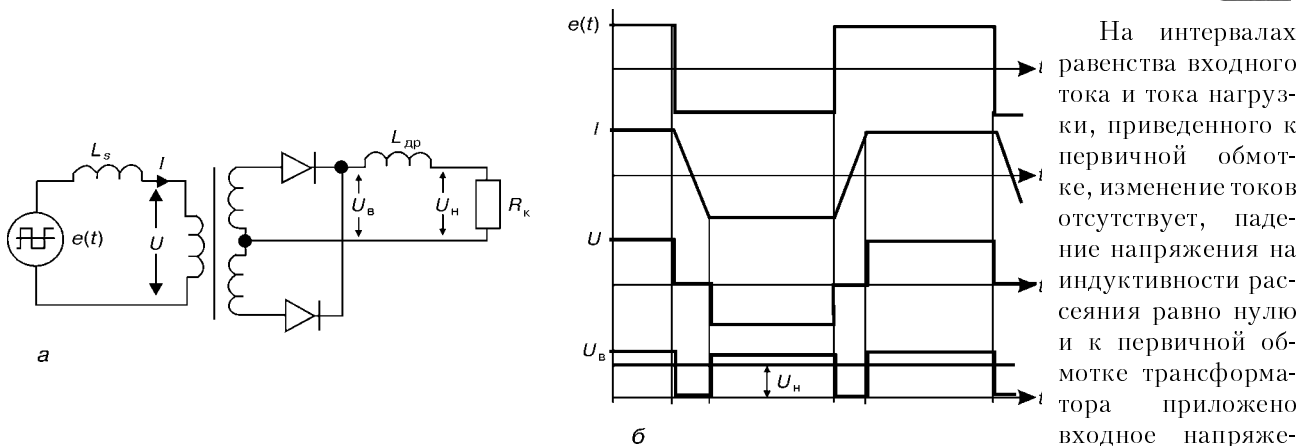


Рис. 7. Схема замещения импульсного преобразователя (а) и временные зависимости токов и напряжений (б)

кого напряжения и сократить длину сильноточных высокопотенциальных выходных цепей, в результате чего потери энергии в них уменьшаются. При этом ВТВУ должен удовлетворять следующим техническим требованиям:

Выходной ток, А	150
Выходное напряжение постоянного тока, В	10
Пульсация напряжения в активной нагрузке, %	≤ 3
Амплитуда входных импульсов напряжения, В	300
Частота преобразования, кГц	≥ 20
Класс изоляции вход-выход по напряжению гальванической развязки постоянного тока, кВ	25
Максимальный перегрев относительно окружающей среды, К	50

Существует ряд специфических требований к высокопотенциальному трансформатору (ВПТ) и питающему его инвертору как узлам источника питания электронно-лучевой установки, которые необходимо учитывать при проектировании. В частности, это требования обеспечения защиты инвертора от пробоев в высокопотенциальных цепях и ограничения индуктивности рассеяния ВПТ.

Рассмотрим подробнее последнее требование. На рис. 7, а приведена схема замещения источника питания накала катода, а на рис. 7, б — эшоры тока и напряжений в этой схеме.

Здесь индуктивность рассеяния L_s трансформатора приведена к первичной обмотке и сделано пренебрежение активным сопротивлением обмоток, током намагничивания трансформатора, падением напряжения на диодах в проводящем состоянии и пульсациями тока дросселя.

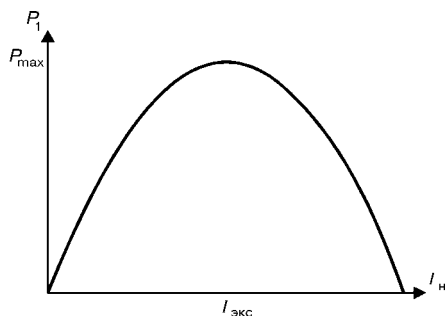


Рис. 8. Зависимость выходной мощности импульсного преобразователя от тока нагрузки

На интервалах равенства входного тока и тока нагрузки, приведенного к первичной обмотке, изменение токов отсутствует, падение напряжения на индуктивности рассеяния равно нулю и к первичной обмотке трансформатора приложено входное напряжение. При смене полярности напряжения на выходе трансформатора указанное равенство нарушается и ток нагрузки замыкается через оба диода выпрямителя, что вызывает перераспределение напряжений. Входное напряжение прикладывается к индуктивности рассеяния и происходит ее быстрый перезаряд линейно изменяющимся током. Длительность Δt процесса перезаряда индуктивности рассеяния определим как

$$\Delta t = \frac{L_s 2 I_1}{E},$$

где E — амплитуда напряжения импульсного генератора $e(t)$; I_1 — амплитуда тока нагрузки I , приведенного к первичной обмотке; L_s — индуктивность рассеяния, приведенная к первичной обмотке. Напряжение U на приведенной к первичной обмотке нагрузке имеет амплитуду E , а его среднее значение за половину периода следования импульсов $T_{имп}$ будет иметь вид

$$U_1 = E \left(1 - \frac{2\Delta t}{T_{имп}} \right). \quad (1)$$

Воспользовавшись выражением (1), определим активную мощность в приведенной нагрузке

$$P_1 = E I_1 \left(1 - \frac{4L_s I_1}{T_{имп}} \right).$$

Из уравнения $\frac{dP_1}{dI_1} = 0$ находим, что максимальная мощность P_{max} в приведенной нагрузке

$$P_{max} = \frac{E^2 T_{имп}}{16 L_s} \quad (2)$$

достигается при экстремальном значении тока $I_{экс}$ в этой приведенной нагрузке

$$I_{экс} = \frac{E T_{имп}}{8 L_s}.$$

Зависимость выходной мощности от тока нагрузки показана на рис. 8.

Заметим, что в точке экстремума мощности (2) амплитуда входных импульсов и напряжение на

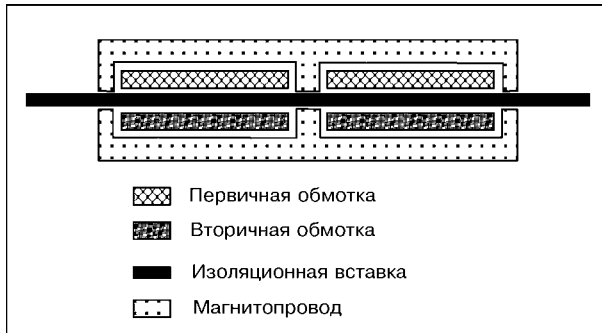


Рис. 9. Конструкция высокопотенциального трансформатора с разделенным магнитопроводом

приведенном сопротивлении нагрузки находятся в определенном соотношении

$$U_1 = E \left(1 - \frac{4 L_s I_{\text{экс}}}{E T_{\text{имп}}} \right) = \frac{E}{2}.$$

Следовательно, для обеспечения режима передачи заданной мощности при максимально допустимом значении индуктивности рассеяния необходимо коэффициент трансформации выбирать из условия

$$k_{\text{тр}} = \frac{n_2}{m} = \frac{U_2}{U_1} = \frac{2 U_2}{E}.$$

Таким образом, максимально допустимое значение индуктивности рассеяния для обеспечения заданной выходной мощности должно удовлетворять условию

$$L_{s\text{max}} < \frac{E^2 T_{\text{имп}}}{16 P_1}$$

и для рассматриваемого случая при $E = 300$ В, $T_{\text{имп}} = 50$ мкс, $P_1 = 1500$ Вт не должно превышать 187,5 мкГн. Столь невысокие требования к индуктивности рассеяния позволяют использовать более простые конструкции трансформаторов питания накала катода по сравнению с известными конструкциями высокопотенциальных трансформаторов [2]. Кроме того, необходимо учитывать ряд специфических требований, предъявляемых к изоляции рассматриваемого устройства. Такая изоляция должна выдерживать не только высокое ускоряющее напряжение постоянного тока, но и напряжение переменного тока, обусловленное пульсациями и перенапряжениями, возникающими в переходных режимах или при пробоях в высоковольтных цепях технологических электронно-лучевых установок. При выборе типа изоляции необходимо учитывать и особенности структуры изоляции, степень неоднородности электрического поля и способ охлаждения.

В качестве главной изоляции в высоковольтной аппаратуре широко применяется литая изоляция на основе отверждаемых полимерных материалов. В данном устройстве применение ВПТ с литой изоляцией представляется нецелесообразным из-за сложности и высокой трудоемкости ее изготовления, снижения надежности при перегреве. Необходимо учитывать также, что при одном и том же

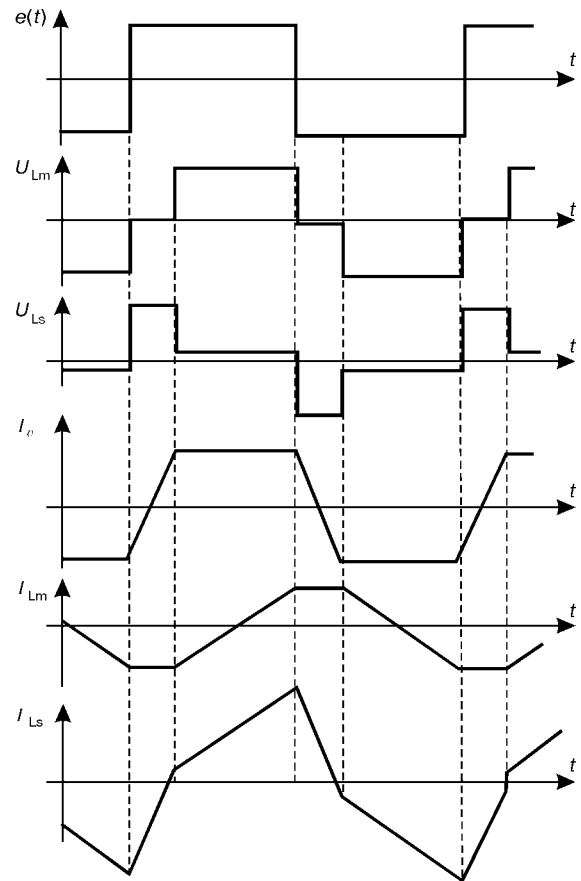


Рис. 10. Временные диаграммы процессов в импульсном преобразователе для случая немагнитного зазора в трансформаторе

значении высокого напряжения длина воздушного разрядного промежутка по поверхности твердого тела на несколько порядков больше длины разрядного промежутка по толщине твердой изоляции. Поэтому габариты высоковольтных устройств с внешней изоляцией, выполненной в виде сочетания твердой и газовой изоляции, при малых размерах элементов определяются в основном величиной разрядных воздушных промежутков по поверхности твердого тела этих элементов.

Альтернативой конструкции с литой изоляцией является конструкция высокопотенциального трансформатора с разделенным магнитопроводом [3], схематически показанная на рис. 9. Она представляет собой магнитную систему, разделенную на две части при помощи изоляционной вставки. Каждая часть магнитной системы ВПТ содержит одну из обмоток и один из сердечников магнитопровода. В данной конструкции ВПТ изоляционная вставка выполняет функцию основной изоляции как между обмотками, так и между сердечниками магнитопровода. С обеих сторон вставки, в местах соприкосновения с сердечниками, нанесен проводящий слой, например, сравнительно высокоомный резистивный слой, электрически соединенный с сердечником и обмоткой соответствующей части ВПТ. Слои обеих сторон вставки образуют обкладки конденсатора, к которому приложено высокое напряжение гальванической развязки. Уменьшить неоднородность поля на краях конденсатора можно путем придания

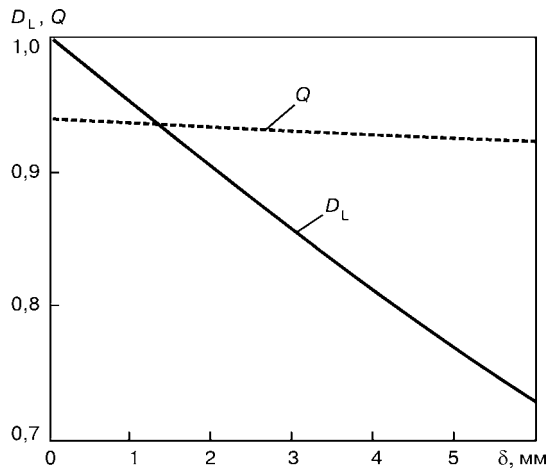


Рис. 11. Зависимости коэффициента передачи индуктивного делителя и скажности импульсов напряжения от величины немагнитного зазора

им специальной формы, например, электрода Роговского, что позволит обеспечить высокую надежность изоляции вставки при значительных напряжениях электрического поля.

Толщину вставки δ выбирают, исходя из величины наибольшего ускоряющего напряжения U и допустимого значения напряженности однородного электрического поля E в материале вставки

$$\delta = \frac{U}{E}.$$

Критерием качества изоляции вставки выбранной толщины может служить величина интенсивности кажущегося заряда частичных разрядов [4, 5].

К недостаткам данной конструкции ВПТ следует отнести повышенное значение тока намагничивания из-за наличия немагнитного зазора в магнитопроводе и повышенное значение индуктивности рассеяния.

Выполним количественную оценку этих факторов при различных значениях зазора. Появление немагнитного зазора в сердечнике трансформатора влечет за собой уменьшение индуктивности намагничивания. Если ток намагничивания становится соизмеримым с током нагрузки, приведенным к первичной обмотке, характер электромагнитных процессов в трансформаторе несколько изменяется. Эпюры токов и напряжений для этого случая приведены на рис. 10, где U_{Lm} — напряжение на индуктивности намагничивания; U_{Ls} — напряжение на индуктивности рассеяния; I_v — ток выпрямителя; I_{Lm} — ток намагничивания; I_{Ls} — ток первичной обмотки.

В данном случае напряжение на индуктивности намагничивания из-за изменения тока намагничивания на интервале формирования импульса отличается от рассчитанного согласно уравнению (1):

$$U_{Lm} = E D_L \left(1 - \frac{2 \Delta T}{T_{\text{имп}}}\right), \quad (3)$$

где $D_L = L_m / (L_m + L_s)$ — коэффициент передачи индуктивного делителя напряжения, образованного индуктивностью намагничивания L_m и индуктив-

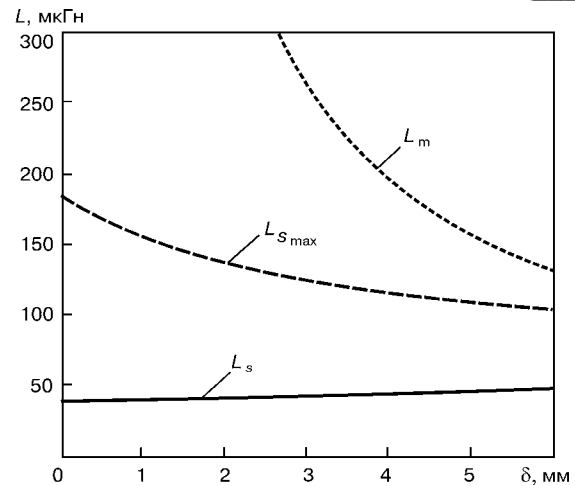


Рис. 12. Зависимости предельно допустимой индуктивности рассеяния, индуктивности намагничивания и индуктивности рассеяния от величины немагнитного зазора

ностью рассеяния L_s трансформатора с немагнитным зазором.

Для определения ограничения на величину индуктивности рассеяния трансформатора с зазором необходимо использовать выражение (3) и провести преобразования, аналогичные выполненным ранее для ВПТ без зазора. Таким образом получим предельно допустимое значение индуктивности рассеяния трансформатора с немагнитным зазором в виде

$$L_{s_{\text{max}}} \leq \frac{E^2 D_L T_{\text{имп}}}{16 P_1},$$

где D_L — индуктивный делитель напряжения.

Индуктивность намагничивания может быть определена через геометрические параметры магнитопровода с немагнитным зазором

$$L_m = \frac{\mu_i \mu_0 n_1^2 A_c}{l_m + \mu \delta_1}, \quad (4)$$

где μ_i — относительная начальная проницаемость материала магнитопровода; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м — магнитная постоянная; n_1 — число витков первичной обмотки; A_c , l_m , δ_1 — эффективная площадь сечения, средняя длина магнитной силовой линии и длина немагнитного зазора магнитопровода.

Индуктивность рассеяния данной конструкции ВПТ также зависит от толщины изоляционной вставки и для обмоток, расположенных одна над другой, может быть определена, например, через среднегеометрические расстояния по формуле

$$L_s = \frac{\mu_0 n_1^2 p_{\text{п.в.}}}{2 \pi s} \ln \left(\frac{g_{1,2}^2}{g_1 g_2} \right), \quad (5)$$

где $g_1 = 0,2235 \cdot (h_1 + b_1)$, $g_2 = 0,2235 \cdot (h_2 + b_2)$ — среднегеометрические расстояния сечений обмоток; $g_{1,2} = h_0 + 0,5 \cdot (h_1 + h_2)$ — среднегеометрическое расстояние между сечениями обмоток; h и b — высота и ширина сечения обмоток (индекс соответствует номеру обмотки); h_0 — расстояние между близлежащими торцами обмоток; $p_{\text{п.в.}}$ — средний пери-

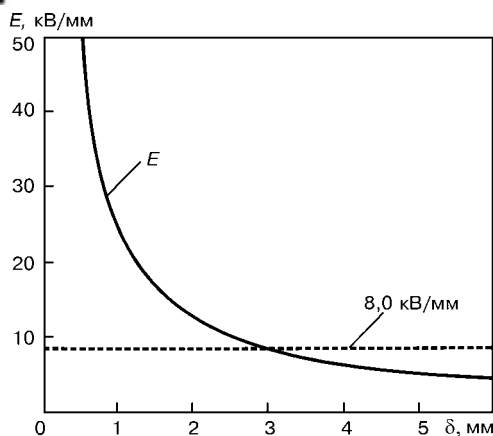


Рис. 13. Зависимость напряженности электрического поля от величины немагнитного зазора

метр витка обмоток; s — число стержней магнитопровода, содержащих параллельно включенные обмотки.

Результаты расчета коэффициента передачи индуктивного делителя напряжения и скважности Q импульсов напряжения U_{Lm} в зависимости от величины немагнитного зазора для ВПТ с выходной мощностью 1,5 кВ·А, выполненного на шести комплектах сердечников ПК40Х18 из феррита марки М2500НМС1, приведены на рис. 11.

Используя эти данные, определим зависимости предельно допустимой индуктивности рассеяния L_{smax} , а также рассчитанных согласно уравнениям (4), (5) индуктивности намагничивания и индуктивности рассеяния рассматриваемого трансформатора от величины немагнитного зазора (рис. 12). Как видно, фактическая индуктивность рассеяния ВПТ оказывается меньше предельно допустимой.

Полагая напряженность электрического поля в диэлектрике зазора $E_{пр} = 8$ кВ/мм, по кривой $E(\delta) = U/\delta$, приведенной на рис. 13, выбираем зазор в сердечниках магнитопровода $\delta = 3$ мм.

Влияние зазора на токи в ВПТ показано на рис. 14, где приведены амплитудные значения следующих величин: I_{Ls} — ток через индуктивность рассеяния, I_{Lm} — ток намагничивания, I_H — ток в приведенной нагрузке.

Следовательно, применение рассмотренной конструкции высокопотенциального трансформатора требует увеличения установленной мощности инвертора и повышения амплитуды его выходного тока.

Выводы

1. Использование транзисторных преобразователей с высокочастотной импульсной модуляцией для построения регуляторов анодного тока электронно-лу-

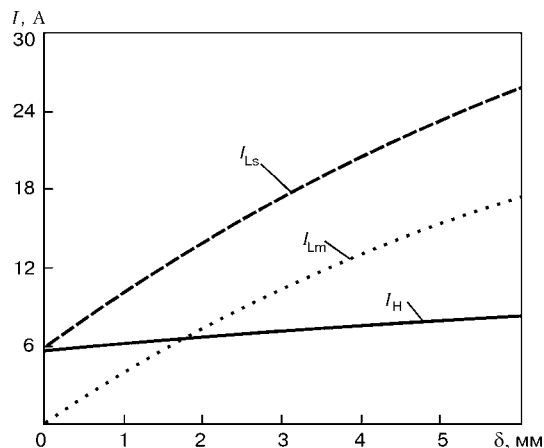


Рис. 14. Зависимости токов в схеме импульсного преобразователя от величины немагнитного зазора

чевых установок с подогреваемым катодом обеспечивает улучшение динамических показателей и характера переходных процессов, возникающих при регулировании анодного тока.

2. Переход на повышенную частоту преобразования позволяет существенно уменьшить массу высокопотенциального трансформатора, разместить его непосредственно на вакуумной камере и упростить подвод энергии к установке.

3. Высокопотенциальный высокочастотный трансформатор может быть выполнен с изоляционной вставкой, обеспечивающей значительное упрощение его конструкции и соответствие электрической прочности изоляции между первичной и вторичной обмотками предъявляемым требованиям.

1. Кацман Ю. А. Электронные лампы высоких и низких частот. — М.: Высшая школа, 1968. — 375 с.
2. High-frequency high-voltage DC isolation transformer-rectifying module for power supply of technological equipment / N. Komarov, A. Podoltsev, I. Kucheryavaya, B. Lebedev // EPE Journal. — 2001. — **11**, N 1. — P. 33–44.
3. Compact modular power supplies for superconducting inductive storage and for capacitor charging / J. Biebach, P. Ehrhart, A. Muller et al // IEEE Transactions on Magnetics. — 2001. — **37**, N 1. — P. 353–357.
4. Гинзбург Л. Д. Высоковольтные трансформаторы и дроссели с эпоксидной изоляцией. — Л.: «Энергия», 1978. — 192 с.
5. Бабкин В. В., Вдовико В. П. Внедрение испытаний с измерением частичных разрядов для электрооборудования с литой эпоксидной изоляцией // «Электро». — 2003. — № 4. — С. 42–46.

Международный центр электронно-лучевых технологий

Института электросварки им. Е. О. Патона

НАН Украины, Киев

Институт электродинамики НАН Украины, Киев

Поступила 03.03.2004



УДК 669.187.58.001.2

ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА РАСЧЁТА ОСНОВНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЛАЗМЕННЫХ КОВШЕЙ-ПЕЧЕЙ

**М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник,
М. С. Приходько, А. А. Ждановский, Д. М. Жиров**

Разработана методика расчёта основных энергетических параметров плазменных ковшей-печей. Методика даёт возможность определить мощность и основные электрические характеристики плазменных источников нагрева для ковшей-печей ёмкостью от 30 до 100 т в широком диапазоне технологических режимов в зависимости от требуемой технологией скорости нагрева металлического расплава.

Procedure of calculation of main power parameters of plasma ladles-furnaces was developed. This procedure makes it possible to determine the power and main electric characteristics of plasma heat sources for ladles-furnaces of capacity from 30 to 100 t within the wide range of technological parameters depending on the metal melt heating rate required by technology.

Ключевые слова: *плазмотроны; плазменные ковши-печи; плазмообразующий газ; металлический расплав; вольт-амперные характеристики; активная удельная мощность; КПД плазмотронов; эффективный термический параметр; энергетические параметры*

Плазменная внепечная обработка стали (ПВОС) — новая генерация технологии внепечной обработки, в которой компенсация тепловых потерь или подогрев шлакового и металлического расплава осуществляется с помощью низкотемпературной плазмы в плазменных ковшах-печах, оборудованных трёхфазными плазменными нагревательными комплексами переменного тока мощностью 3,5...6,0 МВт, обеспечивающими скорость нагрева стали в пределах 1,0...5,2 °С / мин.

Достоинством плазменных ковшей-печей является то, что, по сравнению с существующими за рубежом аналогами, они позволяют расширить энергетические, технологические и металлургические возможности комплексной внепечной обработки стали, снизить удельный расход электроэнергии, продолжительность подогрева, износ футеровки ковшей, расход графитированных электродов. Технология ПВОС способствует активному использованию газовой и шлаковой фаз, исключению загрязнения металла углеродом, азотом и водородом,

эффективной очистке металла от неметаллических примесей, улучшению качества получаемой стали, экологии технологического процесса.

Исследования, которые проводились в Институте электросварки им. Е. О. Патона, показали, что именно использование плазменных источников теплоты и активированных в плазме газов и шлаков обеспечивает оптимальные условия протекания восстановительно-рафинирующих реакций получения чугуна, стали, ферросплавов высокого качества.

Для создания плазменной технологии и оборудования, которые могут быть предложены заводам для внедрения, необходимо разработать инженерные методы расчёта энергетических параметров, исследовать эти показатели в широком диапазоне технологических режимов и изучить особенности плазменной выплавки и рафинирования металлов активированными в плазме газами и шлаками.

Одной из основных задач, стоящих перед разработчиками технологии и оборудования внепечной обработки, является определение мощности, требуемой для нагрева металла с заданной скоростью.

При заданных массе нагреваемого металла и скорости нагрева металлического расплава опреде-



лим общую мощность W^{Σ} (Вт) плазмотронов по формуле

$$W^{\Sigma} = W_{уд} m v, \quad (1)$$

где m — масса металла в ковше, т; $W_{уд}$ — активная удельная мощность — универсальный параметр для расчета энергетических режимов работы ковша-печи определённой ёмкости, кВт · ч / (т · °С). Значения этого параметра находятся в пределах 0,3...0,6 кВт · ч / (т · °С) [1] и зависят от емкости ковша, конструктивных особенностей агрегата, КПД плазмотронов, температуры ковша на момент начала заливки стали, количества присаживаемых легирующих элементов и т. д. При этом необходимо учесть, что с увеличением ёмкости ковшевой-печи значения параметра $W_{уд}$ уменьшаются; v — заданная скорость нагрева металлического расплава, °С/мин.

Из литературы [2,3] известно, что наиболее надёжная работа плазмотронов обеспечивается в пределах длин дуг 300...600 мм. При работе как на аргоне, так на азоте и их смесях вольт-амперные характеристики (ВАХ) достаточно пологие, а усреднённое напряжение дуги U_d в пределах силы тока от 2 до 8 кА составляет для аргона 120...150 В. Для дальнейшего расчёта усреднённое напряжение дуги принимаем равным 150 В.

Зная общую мощность плазмотронов, полученную по формуле (1), рассчитываем приблизительную силу тока I_d (А) одного плазмотрона, которая в дальнейшем будет использована в качестве реперной для расчёта области вольт-амперных характеристик дугового разряда плазмотрона во всём диапазоне технологических режимов ПВОС:

$$I_d = W^{\Sigma} / z \cdot U_d, \quad (2)$$

где z — количество плазмотронов.

Принимая во внимание то, что в процессе выполнения технологических операций возможно регулирование силы тока в пределах 1...3 номинального его значения, определим область силы тока одного плазмотрона для расчётных ВАХ:

$$I_{d_{\min}} \geq I_d / 3; \quad I_{d_{\max}} \leq 3 \cdot I_d. \quad (3)$$

Исходя из сказанного выше, рассчитаем область ВАХ для всего диапазона технологических режимов, принимая во внимание значения длин дуг в пределах 300...600 мм согласно работе [2].

Вольт-амперные характеристики дугового разряда плазмотрона при работе его в ковшах-печах полого возрастающие, крутизна их составляет $(0,5...0,7) \cdot 10^{-2}$ В / А при использовании в качестве плазмообразующего газа аргона и $(0,7...1,0) \cdot 10^{-2}$ В / А при использовании в качестве плазмообразующего газа азота или смеси его с аргонem, или при горении дуги в пусковой период, когда в плавильном пространстве находится практически воздух повышенной влажности.

Вольт-амперные характеристики дуг трёхфазной группы плазмотронов при использовании в качестве плазмообразующего газа аргона и горении их в установившемся режиме описываются эмпирической зависимостью

$$U_{d_{\text{ар}}} = 1,1 [(b I_d^m L_d) + l_3 E_c + 10], \quad (4)$$

где b — коэффициент, равный 1,65–2,0; m — показатель степени, равный 0,065–0,075; L_d — длина дуги, см; l_3 — заглубление электрода в сопло, мм; E_c — градиент напряжения части столба дуги, находящейся в сопловом канале, В/мм.

При использовании в качестве плазмообразующего газа азота или смеси его с аргонem, а также других газов или их смесей, при горении дуги в пусковом режиме в атмосфере влажного воздуха и т. д. напряжение дуги $U_{d_{\text{см}}}$ рассчитывается по формуле

$$U_{d_{\text{см}}} = U_{d_{\text{ар}}} \cdot [10^2 \cdot \{ \Gamma \}]^n, \quad (5)$$

где Γ — объёмная доля газа в смеси его с аргонem; n — показатель степени; при работе с использованием воздуха, азота значения n колеблются в пределах 0,12–0,17; при использовании гелия — 0,05–0,08, а водорода — 0,32–0,35.

Рассчитав и построив ВАХ, выбираем оптимальные значения силы тока и напряжения дуги при расстоянии между плазмотронами $L_{\text{пл}}$ и длине дуги, при которых гарантируется надёжная работа плазмотронов. Оптимальные значения $L_{\text{пл}}$ и L_d (мм) находятся в пределах:

$$I_d^{k_1} < L_{\text{пл}} < I_d^{k_2}; \quad (6)$$

$$I_d^{k_3} < L_d < I_d^{k_4}, \quad (7)$$

где $k_1 = 0,68$, $k_2 = 0,75$, $k_3 = 0,63$ –0,65, $k_4 = 0,7$ –0,72 — показатели степени.

Из совокупности ВАХ дуг исследуемых технологических режимов эксплуатации плазменных ковшевых-печей (режимов запуска и установившихся режимов) выбираем диапазоны силы тока и напряжения и определяем основные технические характеристики системы плазмотрон–короткая цепь–источник питания. Необходимыми условиями устойчивости указанной системы и стабильности горения дуги являются: падающая внешняя ВАХ системы плазмотрон–короткая цепь–источник питания с крутизной, которая обеспечивается её внутренним сопротивлением не менее 0,025 Ом; отношение напряжения незамкнутой системы плазмотрон–короткая цепь–источник питания к напряжению дуги во всём диапазоне технологических режимов должно составлять не менее двух.

Для определения достоверности значения общей мощности плазмотронов, рассчитанной по формуле (1), рассмотрим тепловой баланс ковша-печи с конкретными геометрическими размерами и конструктивными особенностями его узлов. Тепловая энергия, генерируемая дугами плазмотронов, расходу-



ется на нагрев металлического расплава и компенсацию общих потерь теплоты.

Общие потери теплоты Q^{Σ} (Вт) при нагревании металлического расплава в ковше-печи составят:

$$Q^{\Sigma} = \sum_1^z Q_{пл.i} + Q_{\phi} + Q_{кр} + Q_{бок.к} + Q_{г}, \quad (8)$$

где $\sum_1^z Q_{пл.i}$ — суммарные тепловые потери в плазматронах и водоохлаждаемых узлах крепления их на крышке, Вт; Q_{ϕ} — тепловая энергия, расходуемая на нагрев футеровки ковша от температуры, при которой металл заливался в ковш, до рабочей температуры, Вт; $Q_{кр}$ — тепловые потери от крышки ковша в окружающее пространство, Вт; $Q_{бок.к}$ — тепловые потери от стенок ковша и его днища в окружающее пространство, Вт; $Q_{г}$ — тепловые потери с отходящими газами, Вт.

Рассчитаем отдельные статьи этого уравнения.

Суммарные тепловые потери в плазматронах и водоохлаждаемых узлах крепления их на крышке:

$$\sum_1^z Q_{пл.i} = z Q_{пл.i}, \quad (9)$$

где $Q_{пл.i}$ — тепловые потери в плазматроне, которые можно представить в виде

$$Q_{пл.i} = Q_{с.i} + Q_{э.i} + Q_{к.i} + Q_{кор.i}, \quad (10)$$

где $Q_{с.i}$, $Q_{э.i}$, $Q_{к.i}$, $Q_{кор.i}$ — тепловые потери в сопле, электроде, катоде и корпусе плазматрона соответственно, Вт.

Тепловые потери в сопле, электроде и катоде определяются по формулам:

$$Q_{с.i} = I_{д} q_{с}^*, \quad (11)$$

$$Q_{э.i} + Q_{к.i} = I_{д} q_{э}^*, \quad (12)$$

где $q_{с}^*$ и $q_{э}^*$ — эффективные термические параметры сопла и электрода, значения которых при работе на арго-гелиевых смесях составляют соответственно 12...15 и 6...8 Вт/А. В случае использования в качестве плазмообразующих газов смесей аргона с гелием, азотом, водородом или при горении дуги в атмосфере этих газовых смесей $q_{с.г}^*$ и $q_{э.г}^*$ определяются по формулам [4, 5]:

$$q_{с.г}^* = r \{ I \} + q_{с}^*, \quad (13)$$

$$q_{э.г}^* = d \{ I \} + q_{э}^*, \quad (14)$$

где r , d — коэффициенты, зависящие от рода плазмообразующего газа, Вт/А. При использовании арго-гелиевых смесей $r = 8...9$ Вт/А, $d = 9...10$ Вт/А; смесей аргона с азотом или водородом — $r = 13...14$ Вт/А, $d = 18...19$ Вт/А; арго-водородных смесей — $r = 130...150$ Вт/А, $d = 130...140$ Вт/А.

Тепловые потери в корпусе (или в кессоне) и водоохлаждаемых узлах крепления плазматрона на крышке зависят от плотности теплового потока, передаваемого от дуг, расплавленного металла и футеровки охлаждающей воде.

Тепловые потери в корпусе плазматрона рассчитываем по формуле

$$Q_{кор.i} = q_{кор} F, \quad (15)$$

где $q_{кор}$ — плотность теплового потока, Вт/м²; F — площадь боковой поверхности корпуса плазматрона (или его кессона), м². Значения $q_{кор}$ по данным литературных источников [6, 7] и наших экспериментов колеблются в пределах $(1,4...6,3) \cdot 10^5$ Вт/м² и зависят от степени тепловой изоляции корпуса от плавильного пространства.

После расчёта суммарных тепловых потерь в плазматронах необходимо проверить, как коррелируются полученные результаты с литературными и экспериментальными данными:

$$\sum_1^z Q_{пл.i} = (0,15...0,30) I_{д} U_{д} z. \quad (16)$$

Если полученные данные находятся вне пределов, указанных в уравнении (16), то расчёт необходимо повторить, уточнив расчётные коэффициенты.

Тепловая энергия, расходуемая на нагрев футеровки ковша:

$$Q_{\phi} = q f, \quad (17)$$

где f — площадь контактного теплообмена между расплавленным металлом и боковой поверхностью ковша, м²; q — удельные тепловые потери, Вт/м², определяемые как

$$q = 1,189 \lambda (T - T_0) / (\pi a)^{0,5}, \quad (18)$$

где λ — коэффициент теплопроводности футеровки, Вт/(м · °С); T — рабочая температура футеровки (1000...1200 °С); T_0 — температура футеровки, при которой металл заливается в ковш, (400...60 °С); a — коэффициент температуропроводности футеровки, м²/ч.

Тепловые потери от крышки ковша с водоохлаждаемым сводом в окружающую среду можно рассчитать по формуле

$$Q_{кр1} = \alpha_{кр} F_{кр1} (t_{кр1} - t_{в}), \quad (19)$$

где $\alpha_{кр}$ — коэффициент теплоотдачи от крышки в окружающую среду, Вт/(м² · °С); $F_{кр1}$ — площадь наружной поверхности крышки, м²; $t_{кр1}$ — температура наружной поверхности крышки, °С; $t_{в}$ — температура воздуха в цеховом помещении, °С.

По данным работы [6] $\alpha_{кр} = (28...48)$ Вт/(м² · °С) при $t_{в} = 20$ °С и $t_{кр1} = 400...500$ °С.

Тепловые же потери от крышки ковша с водоохлаждаемым сводом поверхностью $F_{кр2}$ (м²) ко-



леблются в пределах $(3,5 \cdot 10^4) \dots (1,1 \cdot 10^5)$ Вт/м² и зависят от периода плавки [8]. В среднем за плавку тепловые потери от водоохлаждаемой крышки принимают $(7,5 \dots 8,7) \cdot 10^4$ Вт/м². Тогда тепловые потери от крышки ковша с водоохлаждаемым сводом определяют по формуле

$$Q_{кр_2} = (7,5 \dots 8,7) \cdot 10^4 F_{кр_2} \quad (20)$$

Потери теплоты от стенок и днища ковша в окружающую среду рассчитываем по формуле

$$Q_{бок.к} = \alpha_{ков} F_{ков} (t_{ков} - t_{в}), \quad (21)$$

где $\alpha_{ков}$ — коэффициент теплоотдачи от наружных стенок ковша в окружающую среду, Вт/(см² · °С); $F_{ков}$ — площадь наружной поверхности ковша, м²; $t_{ков}$ — температура наружной поверхности ковша, °С.

При $t_{в} = 20$ °С, $t_{ков} = 100 \dots 200$ °С рекомендуем для расчёта принять $\alpha_{ков}$ равным $16 \dots 23$ Вт/(м² · °С).

Тепловые потери с отходящими газами можно определить по формуле

$$Q_{г} = (0,09 \dots 0,10) \sum_1^z I_{д} U_{д} \quad (22)$$

Тепловая энергия, передаваемая непосредственно расплавляемому металлу, представляет собой разность между тепловой энергией, генерируемой дугами плазмотронов, и суммарными потерями теплоты. Уравнение для определения тепловой энергии, передаваемой металлу с учётом реальных тепловых потерь, имеет вид

$$Q_{м} = W^{\Sigma} - Q^{\Sigma}, \quad (23)$$

где $W^{\Sigma} = \sum_1^z I_{д} U_{д}$.

Проверим, коррелируется ли заданная скорость нагрева металла в ковше v (°С/мин) с реальной

скоростью v_p , рассчитанной с учётом реальной тепловой энергии, передаваемой металлу:

$$v_p = Q_{м} / (60 m c_{ж}), \quad (24)$$

где $c_{ж}$ — массовая теплоёмкость металла в жидком состоянии, Вт·ч/(кг · °С); для стали $c_{ж} = 0,255$ Вт·ч/(кг · °С).

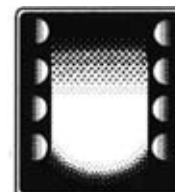
Если полученное значение реальной скорости будет отличаться от заданного и принятого для расчёта, следует выбрать новые параметры дуги на ее ВАХ и повторить расчёт, начиная с уравнения (9).

Расчет можно считать завершённым, если скорость нагрева металла, рассчитанная по уравнению (24), будет равна заданной скорости или превышать её не более чем на 5%.

1. *Некоторые* возможности обработки стали в дуговых и плазменных ковшах-печах // Г. А. Мельник, О. С. Забарилло, М. Л. Жадкевич и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — №1. — С. 26–31.
2. *Перспективы* использования плазменных источников теплоты в агрегатах внепечной обработки стали. Сообщение 1. / Г. А. Мельник, О. С. Забарилло, А. А. Ждановский и др. // Там же. — 1991. — №2. — С. 60–66.
3. *Перспективы* использования плазменных источников теплоты в агрегатах внепечной обработки стали. Сообщение 2. / Г. А. Мельник, О. С. Забарилло, А. А. Ждановский и др. // Там же. — №3. — С. 86–92.
4. *Трёхфазные* плазменные нагревательные комплексы и перспективы их применения. Сообщение 1. / Б. Е. Патон, Ю. В. Латаш, О. С. Забарилло и др. // Там же. — 1985. — № 1. — С. 50–55.
5. *Трёхфазные* плазменные нагревательные комплексы и перспективы их применения. Сообщение 2. / Б. Е. Патон, Ю. В. Латаш, О. С. Забарилло и др. // Там же. — № 2. — С. 53–57.
6. *Смоляренко В. Д., Кузнецов Л. Н.* Энергетический баланс дуговых сталеплавильных печей. — М.: Энергия, 1973. — 88 с.
7. *Никольский Л. Е., Смоляренко В. Д., Кузнецов Л. Н.* Тепловая работа дуговых сталеплавильных печей. — М.: Металлургия, 1981. — 320 с.
8. *Сосонкин О. М., Кудрин В. А.* Водоохлаждаемый свод электродуговой печи. — М.: Металлургия, 1985. — 144 с.

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

Поступила 08.04.2004



УДК 669.187.58.001.2

ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ АТМОСФЕРЫ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКЕ В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ГУБЧАТОГО ТИТАНА

**М. Л. Жадкевич, И. В. Шейко, С. М. Теслевич,
В. А. Шаповалов, В. С. Константинов, В. В. Степаненко**

Определен состав газовой фазы в зоне плавления губчатого титана при использовании в качестве источника нагрева высокочастотного электромагнитного поля. Установлено, что при расплавлении шихты выделяются водород и влага. Содержание водорода и влаги зависит от способа подготовки плавильного оборудования, способа подачи шихты, скорости плавки титана и содержания хлора в губчатом титане.

Composition of gas phase in the zone of spongy titanium melting in use of high-frequency electromagnetic field as a heat source was determined. It was established that hydrogen and moisture are evolved in charge melting. Content of hydrogen and moisture depends on the method of preparation of melting equipment, method of charge feeding, speed of titanium melting and content of chlorine in spongy titanium.

Ключевые слова: *плавка; водород; вакуум; губчатый титан*

Несмотря на развитие новых способов плавки титана, в настоящее время вакуумно-дуговая плавка губчатого титана, спрессованного в расходный электрод, остается приоритетной [1].

Одна из основных задач вакуумно-дугового переплава расходного электрода заключается в удалении из металла остаточного хлора и водорода. Водород, как известно, отрицательно влияет на пластические характеристики металла [2]. Оптимальное содержание водорода в металле, как было установлено в работе [3], не должно превышать 0,005% мас. Для обеспечения такого содержания водорода в металле необходимо в процессе плавки поддерживать в газовой фазе остаточное разрежение 6...13 Па. Слитки, полученные в вакуумно-дуговых печах, характеризуются высокими механическими свойствами и низким содержанием вредных примесей.

Однако в вакуумно-дуговых печах возможен переплав губчатого титана только с минимальным содержанием остаточных солей хлора (0,08...0,1% мас). Для достижения таких значений губчатый титан на стадии высокотемпературной вакуумной дистилляции выдерживается в ретортах в течение несколь-

ких десятков часов [4]. Во время выдержки блок губчатого титана частично насыщается кислородом, азотом, а из стальных стенок реторты в блок диффундируют вредные примеси железа, никеля и т. д.

Сокращение времени вакуумной сепарации улучшает качественные характеристики губчатого титана и технико-экономические показатели процесса, однако в недосепарированном блоке остается повышенное количество солей хлора. Использование в качестве источника нагрева электрической дуги при переплаве губчатого титана такого качества в вакууме затруднительно вследствие интенсивного выделения из жидкого металла легколетучих компонентов. Пары нарушают стабильное горение дуги, что может привести к её перебросу на стенку медного водоохлаждаемого кристаллизатора. При этом возникает опасность прожога медных стенок кристаллизатора и его взрыва.

В качестве альтернативного метода был опробован индукционный переплав газонасыщенного губчатого титана в секционном кристаллизаторе (ИПСК) [5], который осуществляется при незначительном избыточном давлении нейтрального газа в плавильной камере, т. е. в условиях химического вакуума. Избыточное давление или незначительное

© М. Л. ЖАДКЕВИЧ, И. В. ШЕЙКО, С. М. ТЕСЛЕВИЧ, В. А. ШАПОВАЛОВ, В. С. КОНСТАНТИНОВ,
В. В. СТЕПАНЕНКО, 2004



Рис. 1. Общий вид индукционной установки для переплава губчатого титана в индукционном кристаллизаторе с измерительным приборным блоком

разрежение, поддерживаемое в плавильном объеме, продиктовано конструктивными особенностями устройства секционного кристаллизатора.

Выше подчеркивалось, что одна из основных задач переплава губчатого титана заключается в удалении водорода на всех стадиях процесса. Поэтому представляется целесообразным изучить поведение водорода при индукционной плавке губчатого титана с различным содержанием хлористых солей в диапазоне от 0,08 до 0,45 % мас.

Исследования проводили на установке ИПСК, общий вид и схема которой представлены на рис. 1 и 2. Питание установки осуществляется от высокочастотного генератора мощностью 100 кВт. Частота тока 66 кГц. Предварительное разрежение в плавильном пространстве осуществляется вакуумными насосами РВН-20 и АВП-1,5.

Содержание водорода определяли с помощью газоанализатора ТП-1120 в комплекте с потенциометром КСМ2. Отбор газа для анализа проводили через крышку шихтового бункера, поскольку в этой зоне наиболее высокая концентрация водорода.

Перед началом плавки стенки плавильной камеры, камеры слитка, поддона, кристаллизатора и шнекового питателя тщательно очищали от возгонов, сконденсировавшихся при предыдущих плавках. Очистку стенок проводили сначала металлической щеткой, а затем ветошью, смоченной в техническом спирте или бензоле. На подготовленный поддон устанавливали заправку из технического титана и жестко их соединяли. В шихтовый бункер загружали губчатый титан фракцией 2...5 мм.

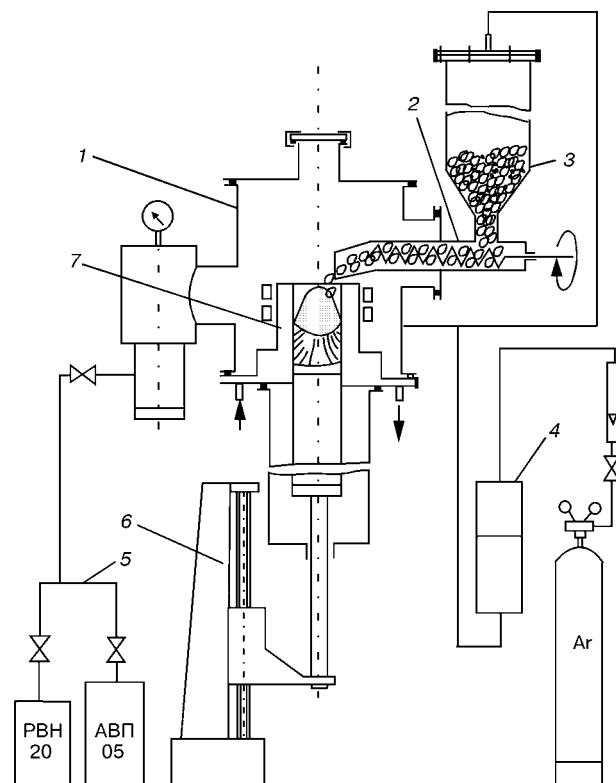


Рис. 2. Схема лабораторной установки с секционным кристаллизатором: 1 — вакуумная камера; 2 — шнековый дозатор; 3 — шихтовый бункер; 4 — система газоснабжения; 5 — блок вакуумных насосов; 6 — механизм вытягивания слитка; 7 — кристаллизатор

После загрузки шихты печь герметизировали и вакуумировали до остаточного разрежения 13...15 Па в течение 30...60 мин. Дегазированную камеру заполняли до избыточного давления 1200 ГПа, некоторые плавки проводили с различными сроками выдержки губчатого титана в вакууме, а также с повторным вакуумированием камеры после её заполнения аргоном.

Следует отметить, что перед заполнением печи аргоном проверяли натекание атмосферных газов. Оно находилось в пределах 0,266...0,665 Па/мин. Плавки проводили в застойной атмосфере защитного газа без его дополнительной подачи в плавильную камеру.

После подготовки печи к плавке и предварительного разогрева генератора подавали ток высокой частоты на индуктор. В начале плавки использовали 70...80 % мощности индуктора. Под воздействием токов высокой частоты происходит разогрев титановой заправки. В процессе разогрева производили отбор газа из плавильного пространства и подавали его на приборы контроля состава газов. Перед включением датчика прибора подводящие магистрали продували рабочим газом в течение 5 мин. Разогрев заправки длился 8...10 мин. В момент расплавления заправки, отжата расплава от стенок кристаллизатора и образования «купола» прибор ТП-1120 фиксировал появление водорода в плавильной камере. Содержание его колебалось от 0,1 до 0,25 % об и зависело от тщательности подготовки печи к плавке,

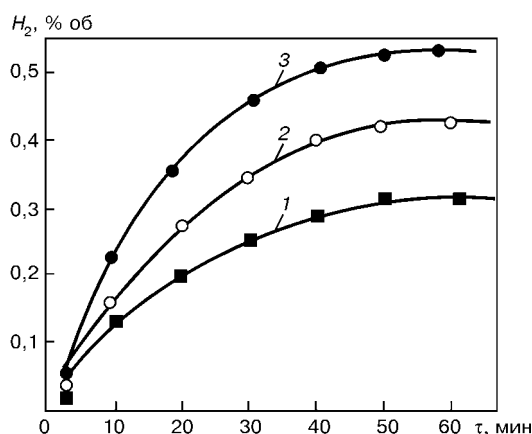


Рис. 3. Изменение концентрации водорода в камере печи при переплаве различных сортов губчатого титана: 1 — ТГ-100; 2 — ТГ-110; 3 — ТГ-120

предварительного разрежения, натекания, качества защитного инертного газа и т. д.

После вывода генератора на 100 % его мощности и стабилизации параметров плавки шнековым питателем на центр купола ванны подавали губчатый титан. По мере наполнения ванны осуществляли вытягивание слитка. Основное количество плавок проводили на скорости вытягивания 2 мм/мин. Первую серию экспериментальных плавок осуществляли на губчатом титане марок ТГ-100, ТГ-110, ТГ-120 с содержанием ион-хлора до 0,08 % мас.

Результаты измерений концентрации водорода в газовой фазе показали, что по мере подачи шихты в кристаллизатор его содержание в камере постепенно увеличивается от 0,1 до 0,55 % об (рис. 3). Наиболее интенсивно этот процесс происходит в течение 20...25 мин, затем темп прироста водорода замедлялся, а в некоторых случаях приостанавливался. Выделение большего количества водорода из губки марки ТГ-120, на наш взгляд, связано с большой пористостью этого материала и, следовательно, с более развитой поверхностью поглощения водяных паров. Увеличение количества водорода в газовой фазе наблюдалось как при дискретной, так и непрерывной подаче шихты. В последнем случае темп роста водорода был более значителен.

При переплаве газонасыщенного губчатого титана марки ТГ-ТВ с содержанием хлора до 0,15 % мас концентрация водорода над жидким титаном возрастала до 1 % об. В случае выдержки перед плавкой губчатого титана указанной марки в плавильной камере в условиях вакуума в течение суток без последующей разгерметизации камеры максимальная концентрация водорода в газовой фазе не превышала 0,5 % об (рис. 4).

Значительное влияние на количество выделяющегося водорода из шихты оказывает скорость плавки. Так, при переплаве губки марки ТГ-130 со скоростями вытягивания 2...4 мм/мин содержание водорода в плавильном пространстве на скорости 4 мм/мин увеличивалось практически в два раза (рис. 5).

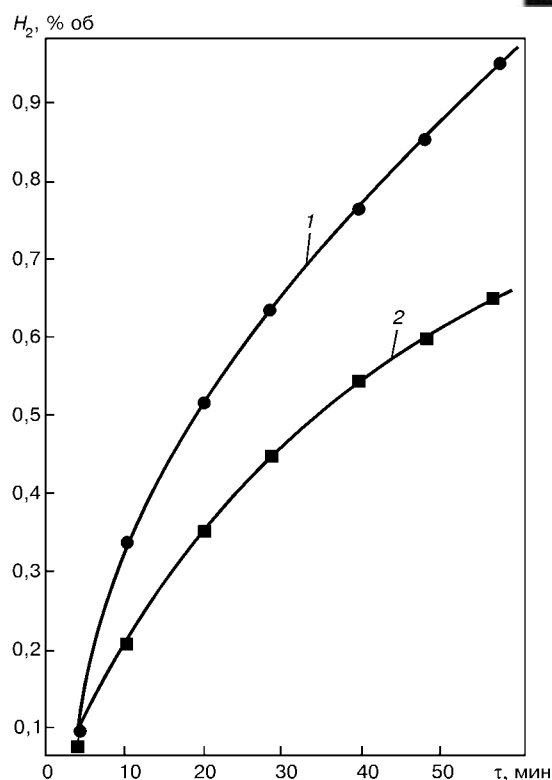


Рис. 4. Изменение концентрации водорода в газовой фазе в процессе переплава губчатого титана марки ТГ-ТВ при различных способах его предварительной подготовки: 1 — вакуумирование в течение 1 ч; 2 — выдержка в вакууме в течение 24 ч

Но наиболее интенсивное выделение водорода происходит при увеличении содержания в губчатом титане остаточного хлора. С возрастанием количества солей хлора от 0,08 до 0,45 % мас максимальное количество водорода в газовой фазе изменялось от 0,2 до 2 % об.

В дополнение следует отметить, что иногда в процессе плавки шихты с большим количеством хлоридов происходило интенсивное кипение металлической ванны с частичным выбросом жидкого металла. В этот экстремальный момент содержание водорода в камере мгновенно возрастало до 3,5 % об.

Одновременно с регистрацией содержания водорода в плавильном пространстве контролировали наличие влаги, которая, как известно, при плавке титана является источником поступления водорода в газовую фазу. Количество влаги в газовой фазе определяли с помощью кулонометрического измерителя влажности типа «Байкал-1». Влага содержится в аргоне, который заполняет плавильное пространство печи после вакуумирования перед плавкой, на стенках плавильной камеры, в кристаллизаторе, затравке, шнековом питателе и камере слитка. При этом влага может быть двух видов: влага, которая адсорбируется непосредственно на стенках плавильной камеры. Её количество, очевидно, зависит от материала, из которого изготовлена камера, и качества обработки его поверхности; влага, которая удерживается хлористым магнием, входящим в состав паров, выделяющихся из губчатого титана при плавке и конденсирующихся на

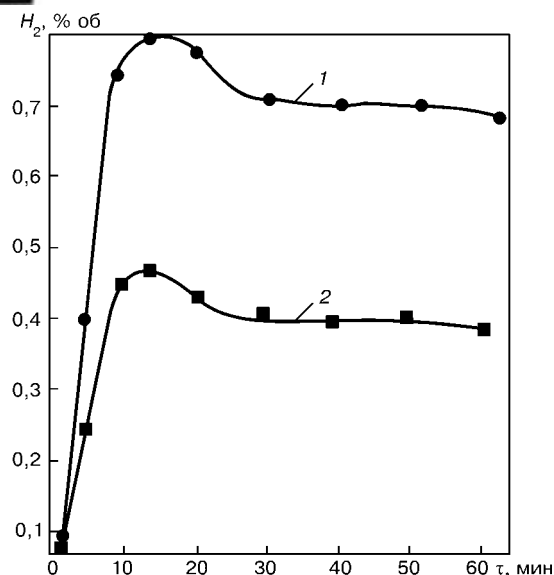
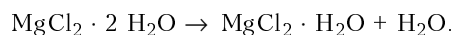
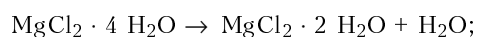


Рис. 5. Изменение содержания водорода в газовой фазе при разных скоростях вытягивания слитка: 1 — 4 мм/мин; 2 — 2 мм/мин

водоохлаждаемых стенках плавильной оснастки. Её количество зависит от нескольких факторов.

Известно, что хлористый магний может присоединить до шести молекул воды. Однако это соединение нестабильно и при снижении давления теряет влагу. Этот процесс протекает по реакциям:



Последняя реакция осуществляется в условиях нагрева [2].

Таким образом, для уменьшения содержания влаги перед плавкой из камеры необходимо удалить



Рис. 7. Слитки ИПСК, выплавленные из газонасыщенного губчатого титана

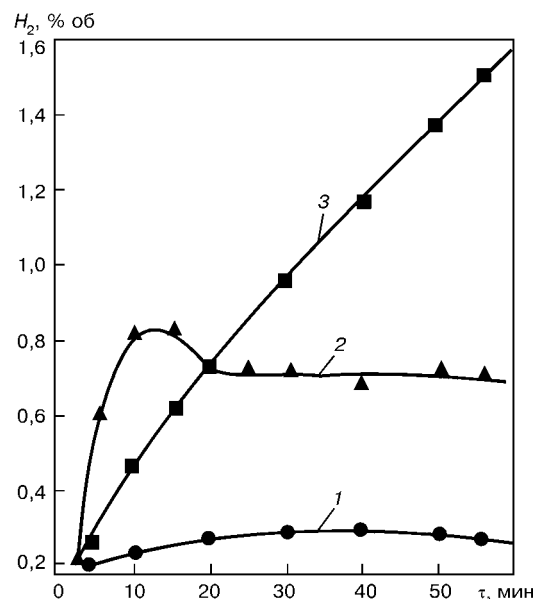


Рис. 6. Изменение концентрации водорода в камере печи при переплаве губчатого титана с различным содержанием ион-хлора: 1 — 0,08 % мас; 2 — 0,15 % мас; 3 — 0,45 % мас

пыль, содержащую хлориды. Это делается ветошью, смоченной бензолом или техническим спиртом. Измерения показали, что минимальное количество влаги в защитном газе перед плавкой содержится при очистке стенок ветошью, смоченной спиртом. Так, если на выходе аргона из баллона точка росы находилась в пределах $-62...-61^\circ\text{C}$, после чистки металлической щеткой точка росы на выходе аргона из плавильной камеры составляла $-58...-57^\circ\text{C}$. После чистки ветошью, смоченной в техническом спирте, точка росы составляла $-60...-59^\circ\text{C}$.

В последующей серии экспериментов исследовали влияние глубины и времени предварительной дегазации на содержание влаги в аргоне перед плавкой. Исследования показали, что при глубине вакуума 13 Па точка росы после заполнения камеры аргонem составляет -60°C . Если же вакуум перед заполнением камеры находился в пределах 20...26 Па, точка росы после заполнения камеры аргонem не поднималась выше -40°C .

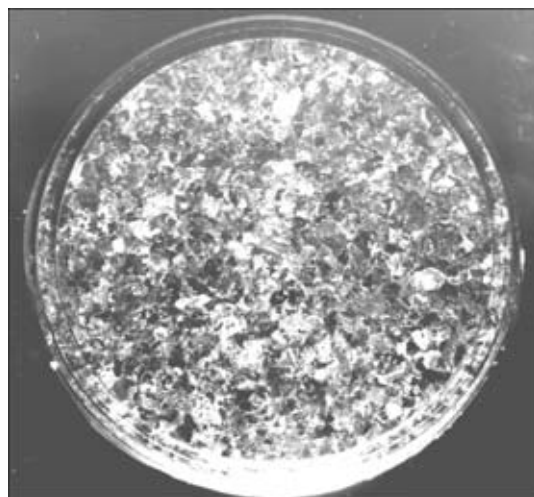


Рис. 8. Макроструктура слитка ИПСК (поперечный темплет)



Существенное влияние на содержание влаги в аргоне при подготовке печи к плавке оказывает натекание воздуха из атмосферы в плавильное пространство. Измерения показали, что при натекании в пределах 0,2...0,3 Па/мин точка росы достигает $-60...-59$ °С. При натекании 0,665 Па/мин количество влаги возрастает до 39 мг/м^3 (точка росы -50 °С). Увеличение количества влаги в атмосфере печи, вероятно, связано с тем, что при повышенном натекании вакуумные насосы в большей степени откачивают натекающие из атмосферы газы, а не «отрывают» адсорбированную влагу от стенок камеры с остаточным хлористым магнием, не удаленным в процессе их чистки.

Значительную разницу в содержании влаги в чистом аргоне и аргоне, заполнившем плавильную камеру, установили при изменении способа её дегазации. Исследования показали, что при двойном вакуумировании плавильного пространства с промежуточным его заполнением аргонном разница в содержании влаги составляет 20...40 %.

Непосредственно плавка губчатого титана мягких и твердых сортов выявила различный характер поведения влаги по ходу процесса плавления шихты. При плавке губчатого титана ТГ-100 с содержанием хлоридов до 0,06 % мас происходило кратковременное увеличение содержания водяных паров в газовой атмосфере от 23 мг/м^3 (точка росы -50 °С) до 31 мг/м^3 (точка росы -52 °С) с последующим его снижением до 20 мг/м^3 (точка росы -50 °С) или с сохранением примерно постоянного количества водяных паров над жидким металлом в пределах до 30 мг/м^3 (точка росы -52 °С). В случае подачи в зону плавки губчатого титана марок ТГ-130 или ТГ-ТВ содержание влаги в газовой фазе возрастает до 63 мг/м^3 (точка росы -46 °С).

Увеличение количества хлоридов в губчатом титане до 0,45 % мас приводило к непрерывному воз-

растанию количества влаги в зоне плавления до 100 мг/м^3 (точка росы -42 °С) уже через 15 мин после начала подачи губчатого титана в кристаллизатор.

Из-за ограниченных возможностей прибора «Байкал-1» дальнейшее поведение влаги при плавке губчатого титана с высоким содержанием хлора не регистрировалось, но по количеству водорода в газовой фазе косвенно можно отметить её постоянное увеличение в плавильном пространстве. Для уменьшения количества водорода и влаги в газовой фазе во время плавки необходимо разработать такую технологию подготовки шихты и её переплава, которая бы решила эту задачу.

Завершающие операции плавления газонасыщенного губчатого титана включали: охлаждение выплавленного слитка, вакуумирование плавильного пространства для удаления водорода из камеры, заполнение её воздухом, разгерметизацию печи и извлечение слитков. На рис. 7 и 8 представлены общий вид слитка диаметром 70 мм и его макроструктура. Поверхность слитка полностью проплавлена, трещины и неслитины отсутствуют. На темплете макроструктуры макропоры не просматривались.

1. А. А. Андреев, Н. Ф. Аношкин, К. М. Борзевская и др. Плавка и литье титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
2. Ливанов В. А., Буханова А. А., Колачев В. А. Водород в титане. — М.: Металлургиздат, 1962. — 246 с.
3. В. И. Добаткин, Н. Ф. Аношкин, А. Д. Андреев и др. Слитки титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1966. — 286 с.
4. Титан / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1984. — 439 с.
5. К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, И. В. Шейко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 1. — С. 55–60.

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

Поступила 08.07.2004



РЕНТГЕНОВСКИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ХОДЕ SOLID-ГДДР В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ ДИДИМ-ЖЕЛЕЗО-БОР*

И. И. Булык, В. В. Панасюк, А. М. Тростянчин,
Г. М. Григоренко, В. А. Костин, Т. Г. Таранова, С. Г. Григоренко

Методами дифференциального термического, рентгеновского фазового, электронно-микроскопического и элементного анализа изучены особенности инициированных водородом фазовых превращений — гидрирование, диспропорционирование, десорбция, рекомбинация — в ферромагнитном сплаве под давлением водорода 0,1...0,5 МПа в диапазоне температур от комнатной до 920 °С. Показано, что в водороде при 770 °С сплав диспропорционирует, а в вакууме при нагреве до 900 °С продукты диспропорционирования рекомбинируют в исходную фазу с высокодисперсной гомогенной структурой.

Using methods of differential thermal, X-ray phase, electron microscopic and element analysis the peculiarities of hydrogen-initiated phase transformations such as hydration, disproportioning, desorption, recombination, were studied in ferromagnetic alloy under 0.1...0.5 MPa pressure in the range of temperatures from room to 920 °C. It was shown that alloy is disproportioned in hydrogen at 770 °C, while in vacuum at heating up to 900 °C the products of disproportioning are recombined into initial phase with a highly-dispersed homogeneous structure.

Ключевые слова: ферромагнитные сплавы; водород; фазовые превращения; ГДДР-процесс; рентгеновский фазовый анализ; электронная микроскопия; микроструктура

Водород как рабочую среду для диспергирования ферромагнитных материалов на основе соединений редкоземельных и переходных металлов (и бора) используют ведущие производители постоянных магнитов во всем мире. Существует несколько разновидностей водородной технологии измельчения, среди которых наиболее распространенными являются гидридное охрупчивание [1] и гидрирование, диспропорционирование, десорбция, рекомбинация (процесс ГДДР) [2, 3].

Сущность гидридного охрупчивания или гидридного диспергирования состоит в насыщении сплава водородом (гидрировании) при комнатной температуре под давлением в несколько атмосфер. Гидрирование сопровождается проникновением водорода в пустоты кристаллической решетки и ее расширением. Возникающие при этом напряжения настолько велики, что слиток растрескивается и разрушается, превращаясь в порошок с размером час-

тиц в несколько десятков микрон. В случае такого вида обработки материала водород выполняет две функции: инициирует растрескивание с образованием порошка и одновременно защищает его от контакта с кислородом воздуха, предотвращая окисление и ухудшение характеристик материала. Охрупченный таким образом материал легко поддается измельчению до необходимой дисперсности в несколько микрон.

Другой вид обработки сплавов в водороде — ГДДР — состоит в совмещении гидридообразования и влияния тепловой энергии. Существует два вида ГДДР: обычный и так называемый солид (Solid) ГДДР. Сущность обычного и Solid-ГДДР состоит в том, что после гидрирования сплава и последующего нагрева гидроксида в водороде происходит его разложение (гидрирование, диспропорционирование — ГД) на несколько фаз, среди которых — гидрид редкоземельного металла. Нагрев продуктов диспропорционирования в вакууме дает возможность десорбировать водород и снова получить фазу с исходной структурой (десорбция, рекомби-

* Работа выполнена благодаря финансовой поддержке Украинского научно-технического центра.

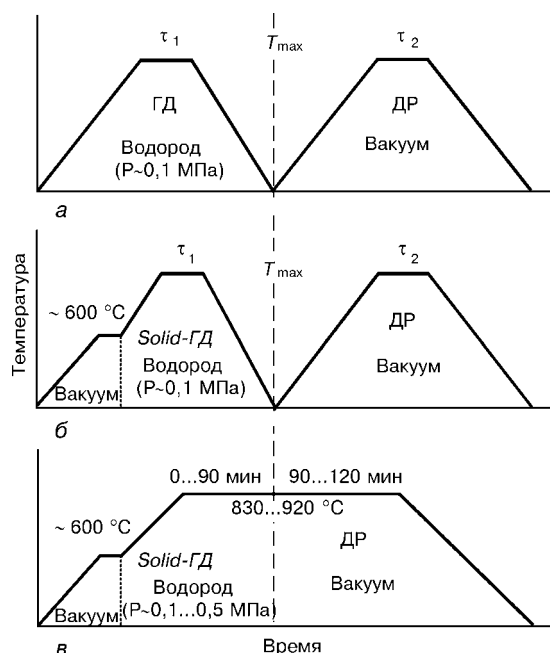


Рис. 1. Схемы проведения ГДДР (а) и Solid-ГДДР (б, в)

нация — ДР). Однако в таком случае — это фаза уже с высокодисперсной кристаллитной морфологией.

Отличие обычного от Solid-ГДДР состоит в способе проведения первого этапа — ГД (рис. 1) и макроскопическом состоянии сплавов после завершения процесса. Как видно из рис. 1, а, реализация обычного ГД осуществляется путем нагрева сплава в водороде от комнатной до максимальной температуры нагрева. При этом сплав в большинстве случаев превращается в порошок. Solid-ГД осуществляют путем подачи водорода в камеру со сплавом, нагретым до температуры 600...700 °С (рис. 1, б). В таких условиях насыщения водородом сплав сохраняет механическую целостность и имеет высокодисперсную структуру, состоящую из кристаллитов размерами в несколько десятых микрометра. Благодаря формированию такого типа морфологии ферромагнитные сплавы отличаются высокой коэрцитивной силой. Определены условия ГДДР-процесса, в результате которого получают анизотропные сплавы NdFeB с высокими магнитными свойствами, что позволяет применять данный метод для производства качественных постоянных магнитов [4–7].

В настоящей работе в продолжение начатых исследований [8, 9] приведены данные об условиях и особенностях взаимодействия с водородом ферромагнитных сплавов дидим-железо-бор, которые используются для изготовления дешевых постоянных спеченных магнитов [4, 6, 10]. Представлены результаты рентгеновских и металлографических исследований фазовых превращений в процессе Solid-ГДДР в промышленном ферромагнитном сплаве E-78 состава, % мас: Dd 36,1, В 1,1, Al 0,8, Fe — остальное, где Dd — смесь редкоземельных металлов: неодима, празеодима, лантана, церия. Сплав E-78 получен из отходов переработки урановых руд на ос-

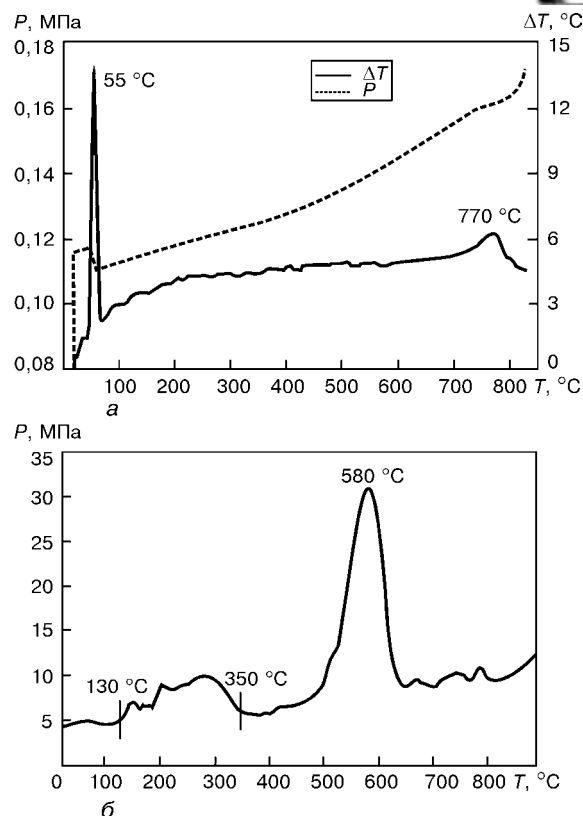


Рис. 2. Термограмма (а) нагрева сплава E-78 в водороде и кривая (б) выделения водорода из диспропорционированного сплава

нове фторидной технологии восстановления оксидов редкоземельных металлов.

Экспериментальные методики. Сплав выплавляли в индукционной печи на ООО «Фирма Экспромаг» (г. Днепродзержинск, Украина). Процесс Solid-ГДДР проводили при начальном давлении водорода P_{H_2} 0,1...0,5 МПа и температуре T 830...920 °С с использованием дифференциального термического анализа (ДТА) при гидрировании, диспропорционировании и измерением давления водорода при десорбции, рекомбинации. В случае Solid-ГД схема обработки материала показана на рис. 1, в. Для исследования микроструктуры после Solid-ГДДР сплав подвергали обработке по этой же схеме, то есть ДР проводили непосредственно после ГД без охлаждения до комнатной температуры. Скорость нагрева во время ГД и ДР составляла 5 К/мин. Металлографические исследования выполняли на электронном микроскопе JSM-840 фирмы «JEOL», Япония. Образцы полировали и электролитически травили в реактиве на основе хромового ангидрида. Структурно-фазовые исследования проводили методом рентгенофазового анализа (РФА) порошков путем снятия дифрактограмм на дифрактометре HZG-4A с использованием FeK_{α} -излучения. Дифрактограммы рассчитаны с помощью программы PowderCell.

Дифференциальный термический и рентгенофазовый анализы сплава E-78 в условиях ГДДР. С помощью ДТА по двум экзотермическим пикам установлено образование гидроксида сплава при температуре 55 °С и распад (диспропорционирование)

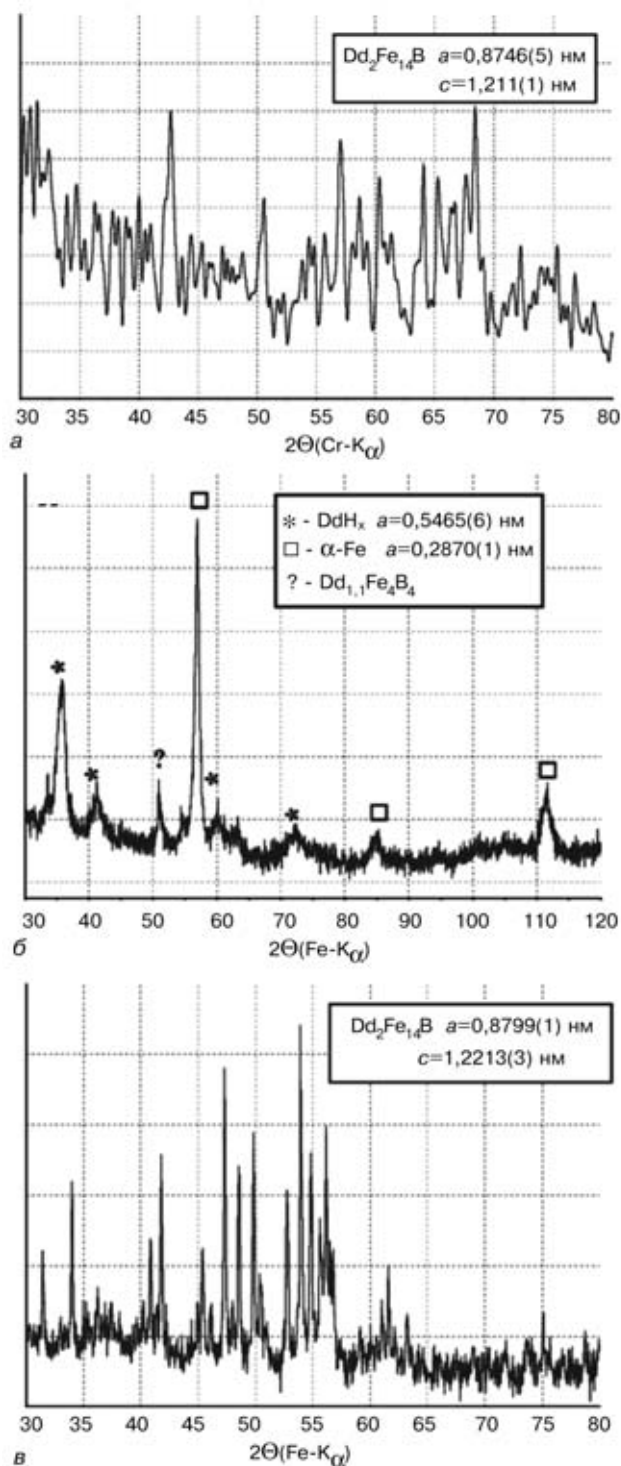


Рис. 3. Дифрактограммы сплава E-78: а — исходный; б — Solid-диспропорционированный при $P_{H_2} = 0,5$ МПа; в — Solid-рекомбинированный после Solid-ГД при $P_{H_2} = 0,5$ МПа

исходной фазы при температуре 770 °С (рис. 2, а). Согласно данным РФА, исходный сплав, в котором преобладает ферромагнитная Ф-фаза (рис. 3, а), после нагрева в водороде диспропорционирует на DdH_x , $\alpha-Fe$ и, согласно нашему предположению, $Dd_{1,1}Fe_4B_4$ (рис. 3, б).

Во время ДР водород выделяется из продуктов диспропорционирования с широким малоинтенсивным пиком при 130... 350 °С и с интенсивным пиком

при 580 °С (рис. 2, б). Ф-фаза полностью возобновляется (рис. 3, в). Примесные фазы, присутствующие в сплаве, не идентифицированы из-за малого количества пиков.

Микроструктурные исследования и элементный анализ состава фаз в сплаве E-78 в условиях Solid-ГДДР. Микроструктура исходного сплава (рис. 4, а) характеризуется наличием продолговатых зерен ферромагнитной фазы (участок 1), разделенных выделениями фазы, обогащенной смесью редкоземельных металлов (Dd) (участок 2). Ширина зерен основной фазы 10... 20 мкм, длина — несколько десятков микрометров. Межзеренные выделения колончатого типа имеют ширину 1... 7 мкм. Обогащенная дидимом фаза хрупкая. На участке 2а обнаружены полости, оставшиеся после ее выкрашивания. По данным элементного анализа содержание Dd в основной фазе близко к его содержанию в шихте, а в фазе, обогащенной Dd, массовое соотношение Fe:Dd составляет приблизительно 1:1.

Микроструктура сплава после гидрирования, диспропорционирования претерпела изменения. На участке 1 (рис. 4, б), где в исходном сплаве была Ф-фаза, наблюдаются области смеси мелкодисперсных светло-серых выделений гидроксида редкоземельных металлов и темных вкраплений железа и боридов железа. Фаза, обогащенная Dd, остается без изменений (участок 2). Большая часть ее выкрашивалась при изготовлении шлифа (участок 2а), оставляя полые трещины. Усредненная концентрация элементов на участках 1 и 2 сохранялась такой же, как в исходном сплаве.

После полного цикла Solid-ГДДР морфология материала существенно изменилась (рис. 4, в, г). На месте крупных зерен ферромагнитной Ф-фазы образовалась смесь ее высокодисперсных кристаллитов (участки 1 и 1а). От разветвленной сети обогащенной Dd фазы остались только укрупненные островкоподобные образования (участок 2) и тонкие нитеподобные следы (участок 2а), вдоль которых размещалась эта фаза в исходном материале. Уменьшение количества видимой на рис. 4, в обогащенной Dd фазы обусловлено, по нашему мнению, ее переходом в высокодисперсную смесь (рис. 4, г).

Сравнивая рис. 4, д и в, можно заключить, что изменение временных параметров Solid-ГДДР влияет на морфологию сплава. Полутрехчасовая выдержка τ сплава при наивысшей температуре нагрева на этапе Solid-ГД в отличие от выдержки 1 ч приводит к полному превращению разветвленной сети обогащенной Dd фазы в островкоподобные коагуляты и в высокодисперсную смесь с Ф-фазой. Это подтверждено элементным анализом. В частности, если в исходном сплаве в области ферромагнитной Ф-фазы содержание смеси редкоземельных металлов вместе с алюминием составляло ~ 30 % мас, а остальное — железо, то после полного цикла ГДДР на участках 1 и 1а (высокдисперсная смесь Ф- и обогащенной дидимом фаз) концентрация смеси редкоземельных металлов вместе с алюминием увеличилась до 33 % мас (рис. 4, д). Аналогичные

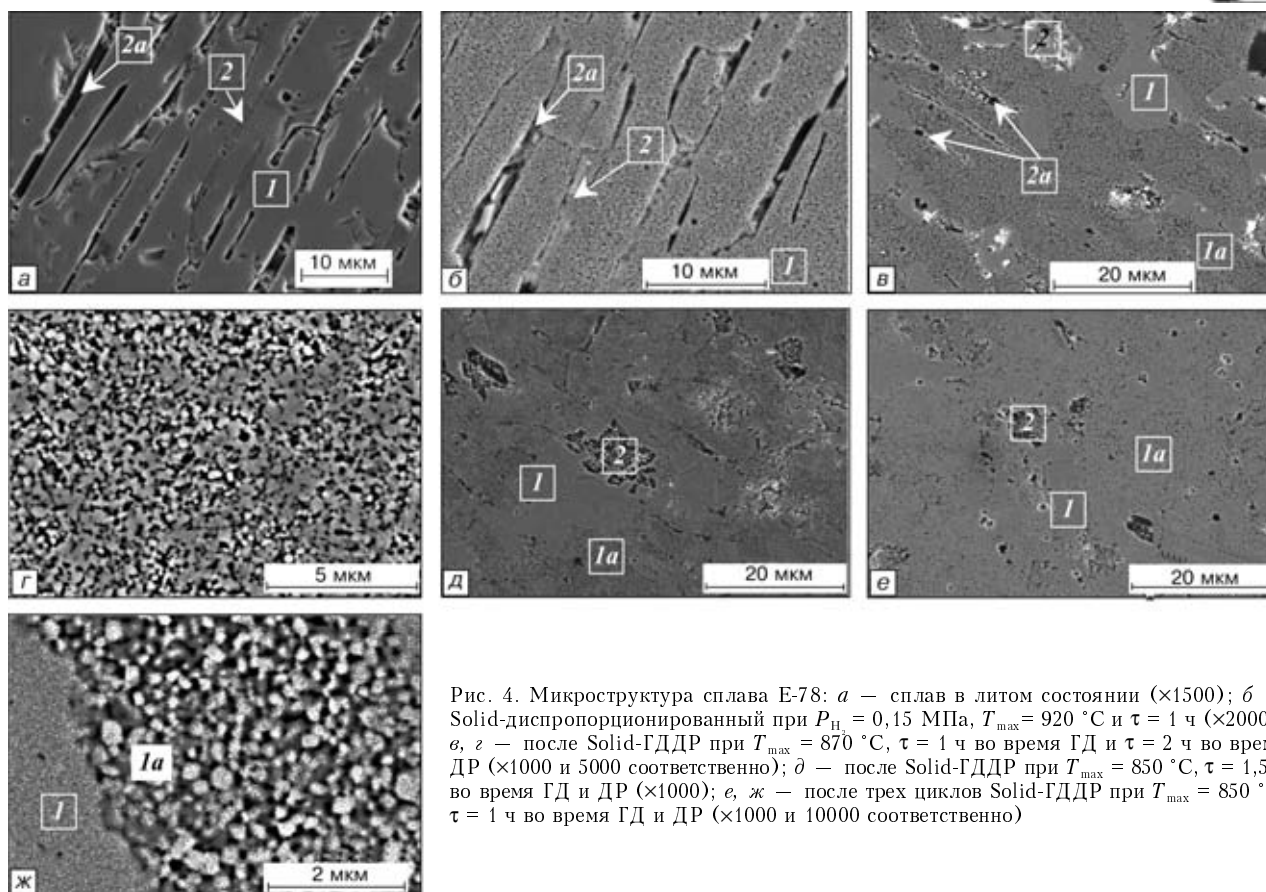


Рис. 4. Микроструктура сплава E-78: а — сплав в литом состоянии ($\times 1500$); б — Solid-диспропорционированный при $P_{\text{H}} = 0,15$ МПа, $T_{\text{max}} = 920$ °С и $\tau = 1$ ч ($\times 2000$); в, г — после Solid-ГДДР при $T_{\text{max}} = 870$ °С, $\tau = 1$ ч во время ГД и $\tau = 2$ ч во время ДР ($\times 1000$ и 5000 соответственно); д — после Solid-ГДДР при $T_{\text{max}} = 850$ °С, $\tau = 1,5$ ч во время ГД и ДР ($\times 1000$); е, ж — после трех циклов Solid-ГДДР при $T_{\text{max}} = 850$ °С, $\tau = 1$ ч во время ГД и ДР ($\times 1000$ и 10000 соответственно)

результаты получены и на образце, показанном на рис. 4, в, в котором в областях 1 и 1а концентрация смеси редкоземельных металлов вместе с алюминием находится в пределах 33...37 % мас.

В случае трехразового цикла Solid-ГДДР происходит полное разрушение колончатой структуры межзеренных выделений фазы, обогащенной Dd (рис. 4, е). Ее крупные остатки на участке 2 имеют форму островков неправильной формы размерами от нескольких микрометров до 15...20 мкм. По данным элементного анализа в этой области массовое соотношение Fe:Dd составляет приблизительно 1:1. На участках 1 и 1а содержание смеси редкоземельных металлов с примесями алюминия составляет 34...38 % мас, остальное — железо.

При увеличении 10000 (рис. 4, ж) наблюдаем мелкозернистую структуру сплава на участке смеси Ф-фазы и обогащенной дидимом фазы. Области 1 и 1а на этом рисунке соответствуют аналогичным областям на рис. 4, е. Морфология участка 1 требует последующего изучения на микроскопах с большей разрешающей способностью.

Solid-ГДДР сплава E-78 приводит к диспергированию зерен и его гомогенизации. Колончатые выделения Dd-богатой фазы частично растворяются между высокодисперсными зернами основной фазы, а остатки превращаются в коагулянты размерами до ~20 мкм. Увеличение количества циклов Solid-ГДДР повышает гомогенность сплава.

1. Harris I. R. The potential of hydrogen in permanent magnet production // J. Less-Common Met. — 1987. — **131**. — P. 245–262.

2. Harris I. R. The use of hydrogen in the production of Nd-Fe-B-type magnets and in the assessment of Nd-Fe-B-type alloys and permanent magnets // Proc. 12th Int. Workshop on Rare Earth Magnets and their Applications. Canberra, Australia, 1992. — 347 p.
3. Takeshita T, Nakayama R. Magnetic properties and microstructures of the NdFeB magnet powder produced by hydrogen treatment // Ibid. — 67 p.
4. Enhancement of heat resistance of Nd-Fe-B anisotropic magnet by Dy addition in HDDR process / N. Hamada, C. Mishima, H. Mitarai, Y. Honkura // Proc. 16th Int. Workshop on Rare Earth Magnets and their Applications (Sendai, JAPAN, Sept., 2000). — Sendai, JAPAN, 2000. — P. 813–819.
5. Magnetic properties of NdFeB anisotropic magnet powder produced by the d-HDDR method / C. Mishima, N. Hamada, H. Mitarai, Y. Honkura // Ibid. — P. 873–882.
6. Anisotropic neo bonded magnets with high (BH)_{max} / Y. Honkura, C. Mishima, N. Hamada, H. Mitarai // Proc. 17th Int. Workshop on Rare Earth Magnets and their Applications (Newark, USA, August, 2002). — Newark, Delaware, USA, 2002. — P. 52–61.
7. Patent 6444052, USA, H01F 1/055; H01F 1/057. Production method of anisotropic rare earth magnet powder / Y. Honkura, C. Mishima. — Publ. Sept. 3, 2002.
8. Процес ГДДР та водневсорбційні властивості сплаву дидим-алюміній-залізо-бор ($\text{Dd}_{12.3}\text{Al}_{1.2}\text{Fe}_{79.4}\text{B}_6$) / І. І. Булик, Р. В. Денис, В. В. Панасюк та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2001. — № 4. — С. 15–20.
9. Features of the HDDR process in R-Fe-B ferromagnetic alloys (R is a mixture of Nd, Pr, Ce, La, Dy and others) // I. I. Bulyk, V. V. Panasyuk, A. M. Trostianchyn et al // J. Alloys and Compounds. — 2004. — V. 370. — S. 261–270.
10. Magnetic properties of NdFeB anisotropic magnet powder produced by the d-HDDR method / C. Mishima, N. Hamada, H. Mitarai, Y. Honkura // Proc. 16th Int. Workshop on Rare Earth Magnets and their Applications (Sendai, JAPAN, Sept., 2000). — Sendai, JAPAN, Sept., 2000. — P. 873–882.

Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенко

НАН України, Львів

Ін-т електросварки ім. Е. О. Патона НАН України, Київ

Поступила 05. 05. 2004



УДК 669. 18. 046.517-982:621.746

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕГАЗАЦИИ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАВКЕ И ЦИРКУЛЯЦИОННОМ ВАКУУМИРОВАНИИ*

А. Д. Чепурной, Б. И. Разинкин, А. Б. Церцек,
А. Г. Ковалев, А. А. Леонтьев

Изучено влияние основных технологических параметров электродуговой плавки и вакуумирования на степень изменения содержания водорода и азота в жидкой стали. В результате математической обработки экспериментальных данных электродуговых плавок выведены уравнения зависимости содержания водорода в стали от скорости окисления углерода, продолжительности восстановительного периода, при вакуумировании — от скорости охлаждения металла, продолжительности вакуумирования и температуры стали.

Effect of main technological parameters of electric arc melting and vacuum degassing on the degree of changing the content of hydrogen and nitrogen in molten steel was studied. After mathematical processing of experimental data of electric arc melts the equations of dependence of hydrogen content in steel on the rate of carbon oxidation, duration of reduction period and also of its dependence in vacuum degassing on the metal cooling rate, duration of vacuum degassing and steel temperature were derived.

Ключевые слова: азот; водород; скорость окисления углерода; продолжительность восстановительного периода; скорость охлаждения; вакуумирование

В связи с выходом в последнее десятилетие продукции машиностроения и металлургии на международные рынки, усилением конкурентного соперничества производителей все больше возрастает актуальность повышения качества изделий.

Ужесточаются требования по содержанию водорода, кислорода, азота в металле. В Украине,

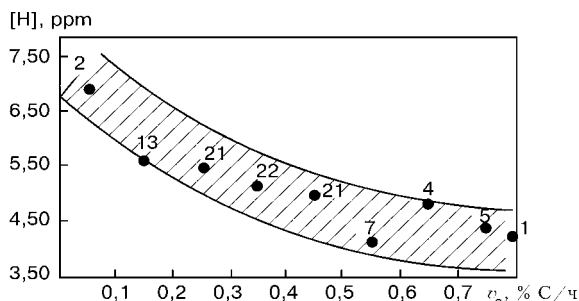


Рис. 1. Зависимость суммарного содержания водорода в готовой стали от средней скорости окисления углерода при электродуговой плавке (здесь и далее на рис. цифры у точек — количество плавок)

России, странах СНГ плавильные агрегаты металлургических и машиностроительных предприятий оснащаются установками печь-ковш и внепечного вакуумирования. Например, на Магнитогорском металлургическом комбинате реконструируют вакуумную установку, чтобы изготавливать металл высокопластичный, с содержанием углерода не более 0,004% для автомобильной промышленности [1, 2]; на Молдавском металлургическом заводе с целью изготовления качественной кордовой, пружинной и сварочной проволоки в 2000 г. принято решение о внедрении технологии вакуумирования стали для ее глубокой дегазации от азота и водорода [3]; на Нижнеднепровском трубопрокатном заводе установлен комплекс для вакуумирования стали в 100-тонных ковшах при производстве железнодорожных колес [4]; вакууматор фирмы «Маннесман-Демаг» имеет ОАО «Завод Днепросталь» для изготовления качественных спецсталей [5], установки фирмы Danieli — завод утяжеленных буровых и ведущих труб (г. Сумы) и ЗАО «Машиностроительный завод ИСТИЛ» (г. Донецк) [6]. Возрастает потребление вакуумированной стали на машиностроительных предприятиях Украины.

*В работе принимали участие Л. В. Ребров, А. В. Збышевский и А. П. Варчич

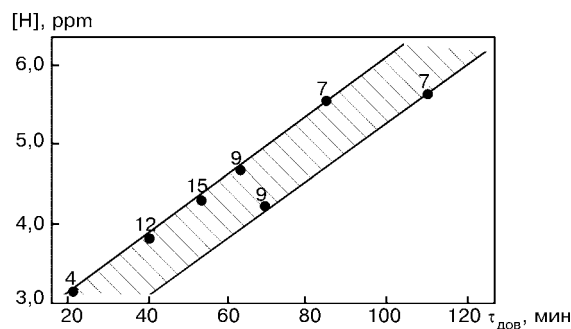


Рис. 2. Влияние продолжительности восстановительного периода на содержание водорода в стали перед выпуском из печи

В настоящей работе исследовано удаление водорода и азота из жидкой стали в процессе электродуговой плавки и вакуумирования. С целью изучения основных особенностей дегазации была проведена серия плавов стали типа 12ХНЗМФА. Сталь выплавляли на ОАО «Энергомашспецсталь» в электродуговой печи с использованием для окисления примесей газообразного кислорода и железной руды. В ряде работ совершенно определенно указывается на зависимость между содержанием газов в металле и скоростью окисления углерода [7].

Специфической особенностью поведения водорода по ходу окислительного периода плавки в электродуговой печи является то, что при содержании водорода в металле выше равновесных значений с газовой фазой печи, кроме удаления пузырями CO , происходит также его переход из металла в атмосферу печи. Вследствие малого содержания ($P_{\text{H}_2\text{O}} \approx 2500 \text{ Н/м}^2$) водорода в газовой фазе система металл — газ быстро приходит к равновесию.

Анализ опытных данных показывает, что содержание водорода в стали при выплавке в электродуговых печах снижается с повышением скорости окисления углерода v_c (рис. 1). На конечное содержание водорода в стали влияет не только v_c по ходу окислительного периода, но и продолжительность восстановительного периода.

Методом множественной регрессии авторами получено уравнение, объединяющее влияние интенсивности окисления углерода и продолжительности

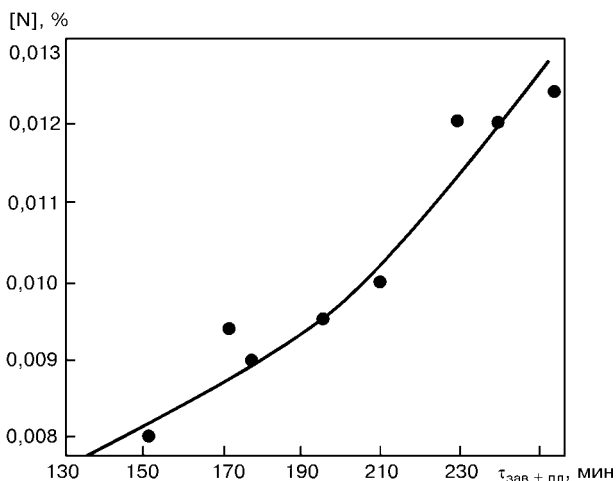


Рис. 3. Влияние суммарной продолжительности заделки и плавки на концентрацию азота в металле по расплавлению

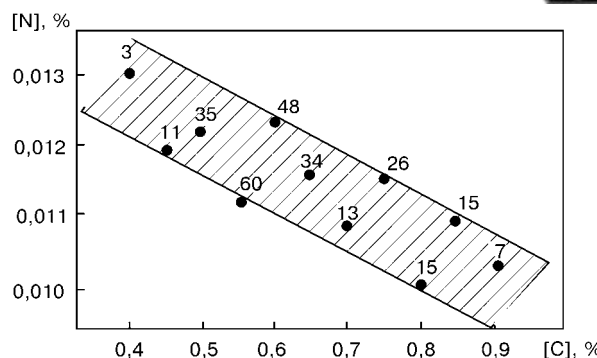


Рис. 4. Зависимость концентрации азота в готовой стали от содержания углерода по расплавлению шихты

восстановительного периода (периода доводки) $\tau_{\text{дов}}$ на содержание водорода в стали:

$$[H] = 5,3849 - 4,1165v_c + 0,0018\tau_{\text{дов}}, \quad r = 0,574. \quad (1)$$

Низкий коэффициент корреляции уравнения (1) обусловлен тем, что на содержание водорода в готовой стали влияют другие, неучтенные факторы.

Зависимость продолжительности восстановительного периода от суммарного содержания водорода в стали носит прямолинейный характер (рис. 2).

На опытных плавках изучали также массоперенос азота. Установлено, что при увеличении суммарной продолжительности заделки и плавки $\tau_{\text{зав+пл}}$ повышается концентрация азота в металле по расплавлению (рис. 3). Это можно объяснить более длительным воздействием электрических дуг, что приводит к диссоциации азота в газовой фазе и переходу его атомов в металл.

С увеличением содержания углерода по расплавлению шихты концентрация азота в металле, даже обработанном синтетическим шлаком, уменьшается (рис. 4). Глубина деазотации тем больше, чем продолжительнее барботирование расплава всплывающими пузырями окиси углерода, иными словами, чем длительнее окислительный период плавки (рис. 5).

Иное влияние на содержание азота в металле оказывает продолжительность периода доводки. С увеличением ее длительности концентрация азота в металле возрастает (рис. 6). Это объясняется воздействием электрических дуг на оголенный металл после скачивания окисленного шлака до наведения нового шлака на предварительно раскисленный металл.

Вакуумирование производили на установке циркуляционного типа западногерманской фирмы

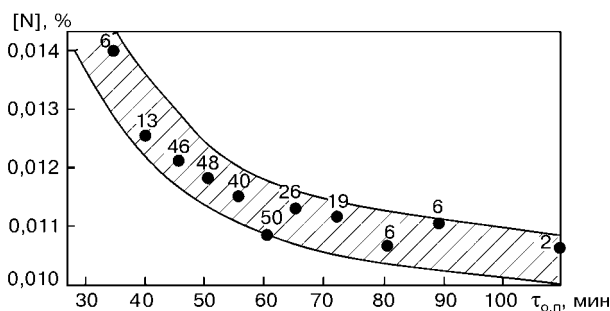


Рис. 5. Изменение концентрации азота в готовой стали в зависимости от продолжительности окислительного периода

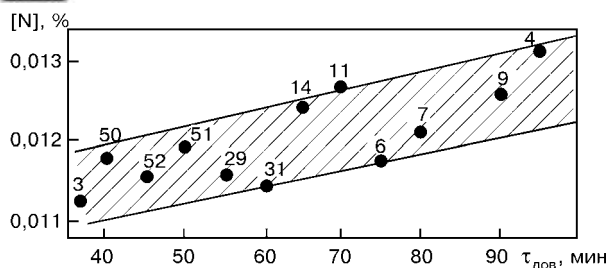


Рис. 6. Влияние продолжительности восстановительного периода плавки на содержание азота в готовой стали

«Руршталь-Гереус», электродуговая сталь содержала от 3,0 до 11,0 ppm водорода. Значительный разброс объясняется одновременным влиянием многих технологических факторов, меняющихся от плавки к плавке. Циркуляционное вакуумирование является одним из наиболее эффективных методов, позволяющих стабильно дегазировать металл. Обработка опытных данных позволила установить ряд закономерностей вакуумирования стали на установках типа RH.

Продолжительность вакуумирования $\tau_{\text{вак}}$ существенно влияет на степень удаления водорода (рис. 7). Увеличение продолжительности вакуумирования с 5 до 25 мин позволяет в среднем снизить содержание водорода с 4,0 до 2,0 ppm [1,8]. Установлена прямолинейная зависимость содержания водорода в стали от скорости ее охлаждения $v_{\text{охл}}$ (рис. 8). Эффективным средством снижения скорости охлаждения является надлежащий прогрев футеровки ковша и вакуумной камеры перед вакуумированием [5].

Регрессионный анализ позволил выявить зависимость содержания водорода в стали от скорости ее охлаждения и продолжительности вакуумирования:

$$[H] = 3,2711 + 0,3848 v_{\text{охл}} - 0,0499 \tau_{\text{вак}}, \quad r = 0,3299. \quad (2)$$

Из уравнения (2) следует, что чем выше продолжительность вакуумирования и ниже скорость остывания металла, тем лучше условия экстракции

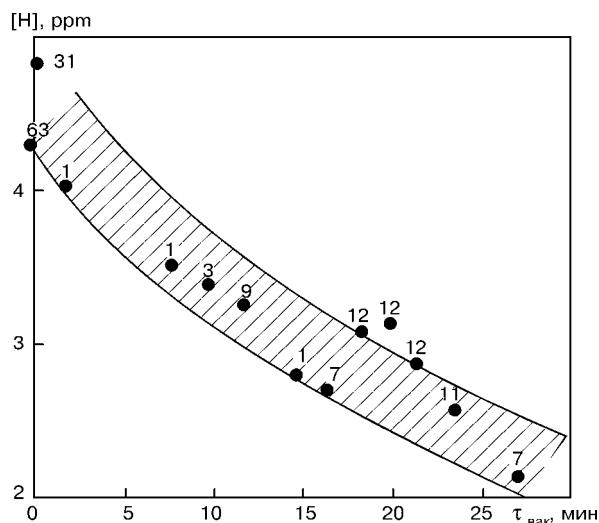


Рис. 7. Изменение содержания водорода в стали в зависимости от продолжительности вакуумирования на установке типа RH (31 и 63 — количество невакуумированных плавков)

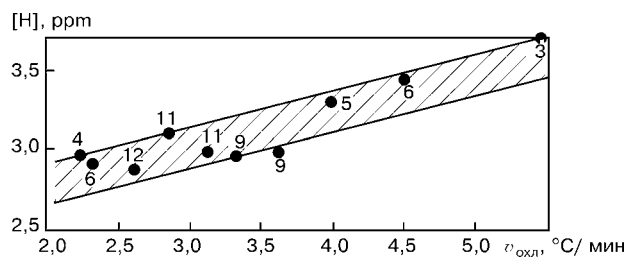


Рис. 8. Зависимость содержания водорода в стали от скорости охлаждения металла при вакуумировании

водорода вакуумированием из жидкой стали. Уравнение (2) позволяет рассчитать режим вакуумирования стали на установках типа RH.

Снижение интенсивности удаления водорода из стали при быстром ее остывании объясняется повышением вязкости металла и, как следствие, ухудшением диффузии водорода из жидкого металла в газовую фазу. Найденные закономерности хорошо согласуются с результатами производственных испытаний Вальстера и Мааса по выяснению характера изменения $[H]$ на установке типа RH [9]. Изучено также влияние температуры конструкционных сталей в начале вакуумирования на количество удаленного водорода $\Delta[H]$. Наиболее существенное влияние температуры металла на количество удаленного водорода проявляется в интервале 1570... 1630 °C, когда значительно изменяется коэффициент массопереноса водорода и скорость его удаления из металла:

$$-\frac{d[H]}{d\tau} = \beta_H \{ [H] - [H]_{p.r} \} \frac{F}{V}, \quad (3)$$

где β_H — коэффициент массопереноса водорода, м/с; F — площадь поверхности раздела газа и металла, м²; V — объем металла, м³; $\{ [H] - [H]_{p.r} \}$ — градиент начальной и равновесной концентраций водорода на поверхности раздела металла с газовой фазой, ppm.

С ростом температуры металла увеличивается коэффициент массопереноса водорода за счет уменьшения вязкости металла. Но при определенных температурах (более 1630 °C) ее рост уже не влияет на вязкость металла и коэффициент массопереноса, что обуславливает и малое ее влияние на количество удаляемого водорода (рис. 9).

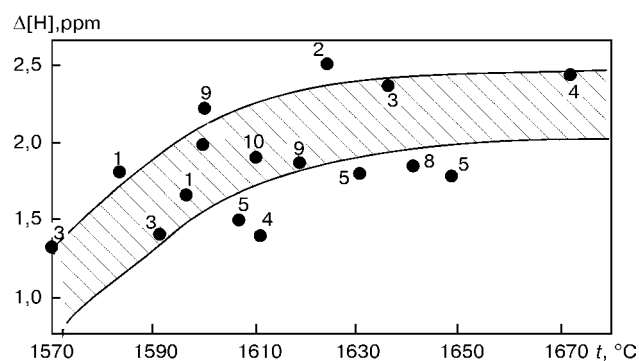


Рис. 9. Влияние температуры вакуумированной стали на количество удаленного водорода



На основании опытных данных получено уравнение парной корреляции:

$$\Delta[H] = -8,9312 + 0,0063 t, \quad r = 0,9276, \quad (4)$$

где t — температура стали в начале вакуумирования, °С.

Степень удаления азота и кислорода из стали 12ХНЗМФА значительно ниже, чем водорода и составляет соответственно 6,0... 14,1 и 7,6... 18,5%. Полученные результаты согласуются с данными работы [5].

Выводы

1. Для снижения концентрации газов в исходной электродуговой стали необходимы: сокращение продолжительности периодов завалки и плавления; достаточно высокая концентрация углерода по расплавлению с одновременным обеспечением скорости окисления углерода не менее 0,5% С/ч; снижение до минимума контакта оголенного металла с электрическими дугами, т. е. хорошо организованный шлаковый режим в период доводки и минимальная его продолжительность.

2. Получено уравнение, объединяющее влияние интенсивности окисления углерода и продолжительности восстановительного периода на содержание водорода в стали.

3. В результате математической обработки опытных данных вакуумирования стали на установке типа РН установлено, что с увеличением продолжительности вакуумирования с 5 до 25 мин содержание водорода в среднем снижается с 4,0 до 2,0 ppm; повышение температуры металла (1570... 1670 °С) способствует удалению водорода; степень удаления водорода прямолинейно зависит от скорости охлаж-

дения металла в процессе вакуумирования. Выведены два уравнения парной и множественной корреляции, связывающие исследованные технологические параметры вакуумирования.

1. *Вакуумирование* стали процессом РН на Магнитогорском металлургическом комбинате / Ю. А. Бодяев, Е. В. Бурмистрова, В. Г. Овсянников и др. // *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. — 2003. — Вып. 11(1247). — С. 48–52.
2. *Разработка* и освоение технологии производства особомалоуглеродистой стали для автомобилестроения / Р. С. Тахаутдинов, А. Д. Носов, А. Ф. Сарычев и др. // *Сталь*. — 2003. — № 4. — С. 20–23.
3. *Освоение* технологии вакуумирования стали на Молдавском металлургическом заводе / А. К. Белитченко, А. В. Черновол, И. В. Деревянченко, О. Л. Кучеренко // *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. — 2003. — Вып. 9(1245). — С. 29–32.
4. *Математическая* модель изменения уровня металла при ковшовом вакуумировании / О. Н. Кукушкин, С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский, Ю. А. Редичкин // *Теория и практика металлургии*. — 2003. — № 1 (33). — С. 27–32.
5. *Шульга В. О., Король Л. Н., Кнох В. Г.* Освоение технологии производства стали 10Х13Г12БС2Н2Д2 // *Сталь*. — 2003. — № 8. — С. 28–31.
6. *Современная* технология производства электростали / В. Н. Щербина, Р. Н. Пильчук, Г. И. Касьян, А. С. Гарченко // *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. — 2003. — Вып. 10(1246). — С. 47–49.
7. *Мыльников Р. И., Гавриленко Ю. В.* Производство стали с содержанием углерода и азота менее 0,01% // *Сталь*. — 1980. — № 8. — С. 84–86.
8. *Разработка* и освоение технологии производства чистых сталей / С. Д. Зинченко, А. М. Ламухин, В. Г. Ордин и др. // *Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация»*. — 2003. — Вып. 4(1240). — С. 17–19.
9. *Внепечное* вакуумирование стали / А. Н. Морозов, М. М. Стрекаловский, Г. И. Чернов, Я. Е. Кацнельсон. — М.: Металлургия, 1975. — 288 с.

ОАО «Мариупольский завод тяжелого машиностроения»

ОАО «Головной специализированный конструкторско-технологический институт», г. Мариуполь

ОАО «Энергомашспецсталь», г. Краматорск

Поступила 06.05.2004



УДК 669.094.1:66.046.5

ОСОБЕННОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ УГЛЕРОДОМ ИЗ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЖИДКОФАЗНОЙ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАВКЕ

**В. Н. Костяков, В. Л. Найдек, Е. Б. Полетаев,
Г. М. Григоренко, Ю. А. Быстров, С. Н. Медведь**

Исследовано поведение углерода в процессе жидкофазной восстановительной плавки железорудного концентрата в дуговой печи постоянного тока. Показано, что при введении восстановителя в брикеты вместе с оксидосодержащими материалами обеспечиваются высокая степень восстановления железа и пониженный угар углерода.

Behavior of carbon in the process of liquid-phase reduction melting of iron-ore concentrate in DC arc furnace was investigated. It is shown that the high degree of iron reduction and decreased carbon losses are provided in adding of reducing agent to the briquettes together with oxide-containing materials.

Ключевые слова: оксиды; дуга; шлак; углерод; шихта; восстановление металлов

В настоящее время интенсивно ведутся работы по созданию технологии получения сплавов из оксидных материалов методом жидкофазного восстановления металлов и имеются достаточно убедительные данные, подтверждающие эффективность этого направления [1–8]. К оксидосодержащим материалам относятся шлаки сталеплавильного производства, шламы сталеплавильного, доменного и гальванического производств, отработанные катализаторы, пыль дуговых печей и др.

В металлургии при производстве металлопродукции образуется большое количество металлоосодержащих отходов в виде мелкодисперсных пыли и шламов. Так, например, удельный выход шлама на металлургических предприятиях России составляет 60...80 кг/т стали, в Западной Европе этот показатель равен 30 кг/т [9]. Поэтому проблема утилизации таких отходов выдвигается на первый план. Это обусловлено, с одной стороны, огромными ресурсами такого вида вторичного сырья, с другой — появившимися за последние годы научными разработками в области технологии передела отходов. Годовой выход мелкодисперсных железосодержащих отходов предприятий черной металлургии на территории СНГ составляет около 15 млн. т, из них 3,0 млн. т — шламы агломерационного, 3,0 млн. т — доменного, 1,3 млн. т — сталеплавильного производств [9]. Из общего объема этих отходов утилизируется лишь 80 %, остальное количество шламов и пыли сбрасывается в отвалы и шламо-храни-

лища, в результате чего в настоящее время накоплено более 200 млн. т железосодержащих отходов.

В Украине в среднем состав отходов металлургического производства комплексного цикла распределяется следующим образом: шлаки — 57...63 %; минеральные отходы (лом огнеупоров, входные компоненты) — 4...6 %; металлолом (собственный) — 15...17 %; пыль, шлам, окалина — 9...13 %; другие — 2...4 % [10]. Как видим, доля металлургических шламов в образовании отходов значительна. Однако из-за физико-химического состава основное их применение не связано с металлургическим переделом. Пыль и шламы металлургических переделов содержат 33...74 % железа, а, следовательно, могут быть использованы повторно при производстве металлопродукции. В агломерационном и сталеплавильном производствах указанные отходы составляют 2...4 % или 20...50 кг/т продукции.

Современная концепция утилизации отходов на металлургических предприятиях предполагает многократное использование вторичных ресурсоценных материалов для собственных нужд предприятия или за его пределами при условии их переработки.

Известно, что оксиды металлов могут быть восстановлены углеродом [11]. Этот метод является одним из основных, применяемых в металлургии для получения металлов, сплавов и ферросплавов. При взаимодействии углерода с оксидами металлов важная роль принадлежит процессам перехода их в парообразное состояние и переноса паров на поверхность восстановителя. В этом случае основным восстановительным агентом является углерод, на



№ плавки	Состав шихты	Отношение количества введенного углерода к стехиометрически необходимому	Степень восстановления железа, %	Расход углерода на протекание процессов плавки, %		
				восстановление	науглероживание	окисление
1	Чугун — 50 %, железорудный концентрат — 50 %	1,0	86,0	89,6	7,5	2,9
2	Чугун — 70 %, железорудный концентрат — 30 %	1,0	91,3	93,3	4,8	1,9
3	Чугун — 50 %, железорудный концентрат — 50 %	—	85,0	—	—	—
4	Чугун — 70 %, железорудный концентрат — 30 %	—	87,1	—	—	—
5	Чугун — 50 %, железорудный концентрат — 50 %	1,3	92,8	64,2	6,9	28,9
6	Чугун — 70 %, железорудный концентрат — 30 %	1,4	94,2	61,2	4,45	34,35
7	Чугун — 47 %, железорудный концентрат — 53 %	1,4	95,7	69,5	15,8	14,7
8	Чугун — 66 %, железорудный концентрат — 34 %	1,5	95,4	65,3	16,3	18,4

поверхности которого и протекают реакции восстановления оксидов. Этот механизм обнаружен как при низкотемпературном, так и высокотемпературном восстановлении оксидов металлов углеродом [12]. Характерным для углетермических процессов является протекание реакций карбидообразования, получающих преимущественное развитие при достаточно высоких температурах. В процессе карбидообразования появляются промежуточные оксидокарбидные растворы, представляющие собой фазы переменного состава с широкой областью гомогенности. Выполнить анализ реальных стадий процесса восстановления очень сложно, поскольку термодинамические характеристики большинства оксидокарбидных фаз до настоящего времени практически не изучены. В работе [13] приведены обобщенные данные о термодинамике фаз переменного состава и предложена рациональная классификация фазовых равновесий сложных оксидных растворов.

Выше отмечалось, что восстановление оксидов металлов твердым углеродом может протекать, следуя механизму переноса паров оксида на восстановитель. Для ряда оксидов металлов при определенных температурных условиях (выше 800...900 °C) также вероятен механизм восстановления с участием монооксида углерода и его регенерации по реакции $\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$. Поэтому для рассмотрения процессов взаимодействия можно при соответствующих условиях привлекать адсорбционно-каталитическую и диффузионно-кинетическую схемы. Достаточно полно и подробно термодинамическая сторона этих механизмов изложена в работах [14–16].

Известно, что термодинамическая прочность оксидных соединений не одинакова, поскольку металлы отличаются различным сродством к кислороду. Например, алюминий, цирконий, титан, ниобий, хром и др. образуют термодинамически прочные соединения, в то время как оксиды молибдена, вольфрама, меди, никеля и др. имеют сравнительно невысокую термодинамическую прочность. Для моно-

оксида углерода характерен рост термодинамической прочности с повышением температуры. Это означает, что при достаточно высоких температурах любой оксид металла может быть восстановлен монооксидом углерода.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины в последние годы интенсивно ведутся работы по изучению особенностей жидкофазной восстановительной плавки и созданию технологии получения сплавов из оксидосодержащих материалов в электропечах с дуговым и плазменным нагревом.

Цель настоящей работы — изучение поведения углерода при различных способах ввода его в процессе плавки. Опытные плавки проводили в дуговой печи постоянного тока емкостью 30 кг с кислой футеровкой. В качестве шихтовых материалов использовали базовый сплав следующего состава, % мас: С 3,95; Si 1,90; Mn 0,86; Ca 0,09; Al 0,18; Cu 0,16; S 0,66 и P 0,067. Составной частью шихты был железорудный концентрат Ингулецкого ГОК состава, % мас: Fe_2O_3 58,9; FeO 28,6; SiO_2 9,8; CaO 0,3; MgO 0,7; MnO 0,02; Al_2O_3 0,6; S 0,22; P 0,02; N_2O 0,08; K_2O 0,07; ППП 1,1. Восстановителем служил электродный бой.

Технология плавки предусматривала расплавление базового чугуна с последующим введением в жидкую ванну окомкованного железорудного концентрата. В таблице приведены состав шихты, отношение введенного углерода к стехиометрически необходимому количеству, степень восстановления железа и расход углерода на протекание процессов плавки.

В плавках № 1 и 2 количество введенного углерода в шихту соответствовало стехиометрически необходимому для полного восстановления железа из его оксидов. В следующей серии опытных плавки (№ 3 и 4) железорудный концентрат загружали в ванну печи без восстановителя с учетом восстановления железа углеродом, растворенным в чугуне. В плавках № 5 и 6 углерод в стехиометрически



необходимом количестве вводили в жидкую ванну вместе с концентратом и дополнительно подавали на поверхность шлака в конце плавки. Наконец, в плавках № 7 и 8 количество вводимого углерода вместе с окомкованным железорудным концентратом превышало стехиометрически необходимое.

Анализ приведенных данных показывает, что во всех плавках за исключением плавки № 3 и 4 углерод расходуется на восстановление железа, науглероживание металла и окисление кислородом атмосферы печи. При введении углерода в стехиометрически необходимом количестве на восстановление железа расходуется 89,6...93,3 % C, а на окисление идет всего лишь 2,9...6,7 %. Несколько иная картина наблюдается в плавках № 3 и 4, когда в шихту не вводился углерод. В этих плавках восстановление железа осуществлялось углеродом и кремнием чугуна, о чем свидетельствует уменьшение их содержания в выплавленном сплаве. Так, в плавке № 3 на восстановление железа израсходовалось 73,2 % C и 80,5 % Si, растворенных в чугуне. С увеличением содержания в шихте чугуна до 70 % расход углерода и кремния чугуна на восстановление железа был ниже и составил 68,3 и 75,7 % соответственно.

Раскисление шлака углеродом, подаваемым на поверхность расплава в конце плавки (плавки № 5 и 6) приводит к повышенному его окислению кислородом атмосферы печи. В этом случае угар углерода в плавках № 5 и 6 составил 28,9 и 34,35 % соответственно. При плавке окомкованного железорудного концентрата, содержащего углерод выше стехиометрически необходимого количества, потери углерода на угар снижаются, а его расход на науглероживание металлической ванны увеличивается.

Интересная закономерность наблюдается при рассмотрении влияния способа ввода углерода на степень восстановления железа. Так, углерод, введенный в шихту в количестве, соответствующем стехиометрически необходимому, в основном расходуется на восстановление железа. Степень восстановления железа в плавках № 1 и 2 составляет 86,0 и 91,3 % соответственно. Восстановление железа углеродом, растворенным в чугуне, снижает степень восстановления железа. Это объясняется медленным протеканием диффузионных процессов в расплаве. Дополнительная подача углерода на поверхность ванны в конце плавки увеличивает степень восстановления железа (плавки № 5 и 6). Однако значительная часть углерода окисляется атмосферой печи.

При плавке окомкованного железорудного концентрата, содержащего избыточное количество углерода, наблюдается наиболее высокая степень восстановления железа. Это является следствием того, что шихта плавится под слоем пенящегося шлака при интенсивном перемешивании его образующимся монооксидом углерода и газообмене в зоне горения дуги. В результате этого значительно увеличивается коэффициент теплообмена между твердой шихтой и шлаковым расплавом, что существенно

ускоряет протекание процессов массо- и теплопередачи. Это согласуется с данными исследований плавления железорудного сырья [16, 17].

Результаты исследований показали, что на характер взаимодействия фаз в процессе жидкофазной восстановительной плавки существенно влияет способ ввода углерода в жидкую ванну. Наиболее благоприятные условия для протекания восстановительных процессов достигаются при введении углерода в окомкованный железорудный концентрат в количестве, превышающем стехиометрически необходимое для полного восстановления железа.

1. Роменец В. А., Вечман Е. Р., Соскир Н. Ф. Процесс жидкофазного восстановления // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1993. — № 7. — С. 9–19.
2. Костелов О. А. Механизмы восстановления оксидов металлов углеродом // Теория и практика металлургии. — 1998. — № 2. — С. 15–17.
3. Ланухов Г. А. Утилизация электросталеплавильной пыли с использованием жидкофазного восстановления // Электрометаллургия. — 1998. — № 5–6. — С. 55–56.
4. Карботермическое восстановление металлов из электролитного шлама в плазменной печи / В. Н. Костяков, Е. Б. Полетаев, Г. М. Григоренко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 1. — С. 32–37.
5. Шалимов А. Г. Процесс Coqex для производства высококачественных сталей на мини-заводах // Металлург. — 2000. — № 1. — С. 52–53.
6. Особенности технологии выплавки сплавов из отработанных никельсодержащих катализаторов / В. Н. Костяков, В. Л. Найдек, Е. Б. Полетаев и др. // Металлургия машиностроения. — 2002. — № 5. — С. 2–4.
7. Smith R. B., Boom R., Sexton M. G. The future for DR and SR; a European prospective // 4th European Coke and Ironmaking Congr., Paris, June, 19–21, 2000: Proc. vol. 2, Paris. — 2000. — P. 703–709.
8. Уткин Ю. В. Вторичные ресурсы — важный резерв черной металлургии // Сталь. — 1994. — № 3. — С. 2–6.
9. Коченко Г. М., Носков В. А., Макогон В. Ф. Состояние утилизации железосодержащих отходов в металлургическом производстве Украины // Металлургическая и горно-рудная промышленность. — 2001. — № 4. — С. 98–100.
10. Взаимодействие окислов металлов с углеродом / В. Н. Елютин, Ю. А. Павлов, В. П. Поляков, Б. М. Шелбаев. — М.: Металлургия, 1976. — 360 с.
11. Сажин Н. П., Колчин О. П., Сумарокова Н. В. О процессах восстановления окислов ниобия // Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо. — 1961. — № 6. — С. 8–24.
12. Термодинамика процессов восстановления окислов металлов / Г. И. Чуфаров, А. Н. Мень, В. Ф. Балакирев и др. — М.: Металлургия, 1970. — 400 с.
13. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч.1. — Свердловск: Металлургиздат, 1962. — 671 с.
14. Филиппов С. И. Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1967. — 279 с.
15. Мень А. Н., Воробьев Ю. П., Чуфаров Г. И. Физико-химические свойства нестехиометрических окислов. — Л.: Химия, 1973. — 233 с.
16. Бескоксовая переработка титаномагнетитовых руд / В. А. Ровнушкин, Б. А. Боковиков, С. Г. Братчиков и др. — М.: Металлургия, 1988. — 247 с.
17. Трахимович В. И., Шалимов А. Г. Использование железа прямого восстановления при плавке стали. — М.: Металлургия, 1982. — 248 с.

Физико-технологический ин-т металлов и сплавов

НАН Украины, Киев

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

Днепродзержинский сталелитейный завод

Поступила 05.04.2004



ОСОБЕННОСТИ НАГРЕВА ТЕРМОАНТРАЦИТА В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

В. И. Лакомский, Г. М. Григоренко

Создана модель печи-кальцинатора антрацита, позволяющая визуализировать процесс электроконтактного нагрева угля. Предварительно изучены особенности нагрева зерен термоантрацита.

Model of furnace-calculator of anthracite was created allowing visualization of the process of electric contact heating of coal. Specifics of thermoanthracite grain heating was studied preliminary.

Ключевые слова: антрацит; отжиг; печь-кальцинатор; электроконтактный нагрев; визуализация процесса нагрева

Настоящая статья является продолжением работ по изучению процессов электрического отжига антрацита в большегрузных шахтных печах [1–3]. Во всех работах, которые были выполнены многими исследователями и производителями до последнего времени [4–7], авторы исходили из умозрительных моделей электронагрева. Одни [4, 5] считали, что нагрев антрацита происходит в результате выделения энергии электроконтактного нагрева угля, другие [6, 7] достижение высоких температур в осевой зоне печи, особенно под нижним торцом верхнего электрода, приписывали действию множества электрических микродуг, возникающих между соседними зёрнами угля. К сожалению, авторы указанных работ не вели непосредственного наблюдения за процессом нагрева угля. В то же время, для того, чтобы достоверно представлять себе изучаемый объект, по нашему глубокому убеждению, его надо видеть. В науке есть немало примеров, когда пытливые ученые, не прибегая к приборной технике, открывали новые явления. Сошлемся хотя бы на Дмитрия Константиновича Чернова — великого русского металлурга, который впервые открыл существование в железе нескольких точек аллотропических превращений путем всего лишь внимательного наблюдения за процессом остывания в изложнице разлитой стали.

Такой путь исследования в нынешнее время может показаться анахронизмом. Сейчас, наоборот, пора компьютерных исследований, когда, даже не видя «живого» промышленного агрегата, выполняют большие работы, объясняя такой подход к делу сокращением времени исследований и экономией

денежных средств. При этом авторы подобных работ обычно скромно умалчивают о достоверности полученных данных [7]. Они не сравнивают их с результатами реального эксперимента. На наш взгляд, нашествие компьютерных исследований в последнее время — это попросту дань современной моде на компьютерную технику.

Мы сторонники иного подхода к изучению скрытых явлений и поэтому считаем необходимым визуализировать процесс нагрева угля в электропечи, так сказать заглянуть внутрь печи.

В промышленной печи-электрокальцинаторе ИЭТ-10-УХЛ-4 мощностью 1600 кВт·А (рис. 1) из-за ее больших размеров визуализировать процесс нагрева угля проблематично и связано с большими материальными затратами. В связи с этим мы создали модель печи в масштабе 1:35, в которой в качестве прозрачной стенки использовали кварцевую трубу внутренним диаметром 57 мм (рис. 2 и 3). Верхний и нижний электроды модели изготовили из углеродистой стали, так как мы не собирались нагревать уголь до температур, достигаемых в реальной печи. Оригинальной частью настольной модели является тубус, представляющий собой алундовую трубку диаметром 20 мм. К внутреннему концу тубуса припаяно прозрачное сапфировое плоскопараллельное окошко того же диаметра, что и трубка.

Окно тубуса, через которое можно вести наблюдение за поведением зерен термоантрацита при их нагреве электрическим током, располагается по горизонтали на расстоянии 5...6 мм от оси модели, а по вертикали — почти на середине межэлектродного промежутка, но ближе к верхнему электроду.

Испытание модели проводили, подключив электроды к источнику переменного тока для электродуговой сварки с падающей вольт-амперной харак-

теристикой. Внутреннее пространство модели заполнили термоантрацитом фракцией 4...6 мм без какого-либо уплотнения. Напряжение холостого хода источника составляло 92 В, значение тока можно изменять в пределах от 20 до 100 А.

Электрическое сопротивление столба антрацита в модели в холодном состоянии в разных опытах колебалось от 20 до 10 Ом. По мере нагрева термоантрацита его электрическое сопротивление постепенно снижалось до 0,7 Ом. Значение тока при этом самопроизвольно изменялось от 20 до 60 А.

Здесь уместно будет отметить, что все опыты проводились в условиях стационарного поведения угольной шихты, то есть зерна термоантрацита не перемещались друг по отношению к другу. Так по сути дела осуществляется процесс и в промышленной печи, поскольку подача порций «сырого» антрацита в печь и выгрузка готового термоантрацита производятся дискретно.

Поведение угля при наблюдении за ним снаружи модели и через тубус фиксировали цифровой фотокамерой с тем, чтобы впоследствии полученные данные подвергнуть анализу и изучить динамику процесса нагрева на компьютере.

На рис. 4 показано наблюдаемое через тубус состояние зерен термоантрацита, нагреваемых электрическим током. Зафиксированы шесть позиций объекта наблюдения, снятые через каждые 45...50 с.

Процесс нагрева угля происходил следующим образом. После подачи электропитания через прозрачный корпус модели можно было сразу увидеть, как на периферии угольной шахты возникали и тут же гасли мелкие электрические искры. Характерно, что искры наблюдались вначале по всей высоте модели, а затем преимущественно в той ее части, которая находилась в межэлектродном пространстве. Через тубус также наблюдались искры, но количество их было намного меньше из-за меньшей площади обзора. При этом уголь слабо нагревался, что можно было установить по температуре кварцевой стенки модели.

Через некоторое время, когда, по нашему мнению, садка угля достаточно нагрелась, чтобы стали ощутимыми теплопотери через кварцевую стенку, в поперечном сечении садки, вероятно, возник определенный градиент температур. Уголь в осевой части садки имел температуру несколько выше, чем в периферийных участках модели. Это привело к перераспределению плотности тока — ток устремился в центральную зону садки, поскольку термоантрацит имеет отрицательный температурный коэффициент сопротивления [8]. Чем выше будет температура угля в центральной зоне, тем больший ток будет протекать в осевой части угольной садки, что в свою очередь приведет к еще большему нагреву. Через тубус хорошо видно, как довольно быстро нагреваются отдельные зерна угля. На темном фоне появляются две-три точки темно-красного цвета (рис. 4, а). На следующем рис. 4, б, зафиксировавшем состояние центральной части садки угля через 45 с, эти точки выросли по размеру и стали более яркими, кроме них появились еще две точки. Спустя 50 с (рис. 4, в), видимые вначале точки

приобрели контуры зерна термоантрацита, а яркость их повысилась до светло-малинового цвета. На последующих снимках (рис. 4, г-е) видно как растет число вновь нагреваемых зерен термоантрацита и яркость первых нагретых зерен, которые уже достигли белого каления (их блики видны на стенке тубуса). Последняя картина такова: у самого сапфирового окна располагаются еще недостаточно нагретые и поэтому довольно темные зерна термоантрацита. Фоном для этих зерен служат хорошо нагретые и раскаленные зерна, располагающиеся на оси модели. Итак, практически за пять минут зерна термоантрацита в центральной зоне модели нагревались от состояния, показанного на рис. 4, а, до белого каления. За это время наружные слои термоантрацита у кварцевой стенки, как это хорошо видно на всех шести снимках, не успевают нагреться и поэтому остаются темными. И только через 8...10 мин зерна угля у кварцевой стенки модели начинают слегка краснеть. Разумеется, это есть результат распространения теплового потока из центральной области садки в наружные слои столба угля.

Процесс нагрева довольно мелких фракций угля, какими являются зерна размером 4...6 мм, при интенсивном повышении температуры отдельных зерен протекает довольно быстро. Это, к сожалению, лишает нас возможности визуально различить во времени последовательность нагрева вначале небольших объемов зерна термоантрацита у контактных пятен между соседними зернами, а затем уже прогрев всего зерна. Последнее явление мы наблюдали, когда нагревали электрическим током два зерна, более крупные, чем те, которыми загружена модель. Картина особенно хорошо проявляется, если одно зерно имеет плоскую форму, а второе — конусообразную. Вершина конуса, контактирующая с плоскостью, очень быстро нагревается вплоть до белого каления.

Процедура нагрева угольной шихты повторялась в условиях приложения механической нагрузки. Для этого столб шихты через электроизолированную шайбу для обеспечения равномерного распределения давления нагружали мелкими огарками вольфрамовых электродов общей массой 230 и 590 г, что соответствовало удельному давлению в верхних слоях шихты 0,73 и 1,88 кПа соответственно. В этих условиях искрения в столбе шихты не наблюдали. Другие отличия состояли в том, что вследствие падения электрического сопротивления угольной садки ток при подаче нагрузки самопроизвольно повысился до 65 А. Несмотря на столь большой для модели ток, даже через 5...7 мин мы не увидели сквозь тубус модели каких-либо покраснений зерен угля в центральной зоне садки. В то же время садка угля довольно интенсивно нагревалась по всему объему.

Только на основании этих первых наблюдений можно сделать несколько предварительных выводов: во-первых, микроэлектрических дуг между зернами термоантрацита при самых разных режимах нагрева мы не наблюдали. Следовательно, надо полагать, что либо они отсутствуют вообще как в модели, так и в промышленных печах, либо, если

они и появляются в больших печах-кальцинаторах, то нерегулярно; во-вторых, схема нагрева термоантрацита наводит на мысль об изменении как конструкции печи, так и режимов ее работы. В самом деле, процесс нагрева угля показывает, что электрический ток, выбрав себе в самом начале процесса определенный путь протекания, не изменяет его самопроизвольно на всем дальнейшем пути нагрева шихты. Поэтому цепочки зерен термоантрацита, по которым ток начал протекать, продолжают нагреваться вплоть до белого каления, тогда как рядом расположенные цепочки остаются обесточенными и нагреваются только косвенным теплом от горячих «соседей». Такое поведение «коллектива» зерен объясняется отрицательным значением температурного коэффициента электрического сопротивления и стремлением тока выбирать пути наименьшего сопротивления. Однако такое поведение тока резко усугубляет неравномерность нагрева угля. Отсюда напрашивается вывод о принудительном перемешивании угля и об импульсном электропитании печи.

Складывается впечатление, что создатели печи, имеются в виду как сотрудники фирмы «ELKEM», так и фирмы «Сибэлектротерм», сконструировавшие промышленную печь, руководствовались иными соображениями при разработке конструкций и технологии отжига, нежели электроконтактным нагревом слоя дробленого угля большой толщины.

На наш взгляд, существующая конструкция печи и принятая технология отжига антрацита может быть существенно улучшена.

1. Лакомский В. И. Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
2. Лакомский В. И., Быковец В. В. К вопросу о контактном нагреве термоантрацита в электрокальцинаторе // Цветные металлы. — 2004. — № 1. — С. 52–54.
3. Быковец В. В., Лакомский В. И., Кириленко В. П. Удельное электрическое сопротивление кускового термоантрацита в тонком слое // Современная электрометаллургия. — 2004. — № 1. — С. 47–49.
4. Солдатов А. И. Электрокальцинированный антрацит. Особенности его производства и применения: Автореф. дис. ... канд. техн. наук / Углекислотный институт. — Харьков, 1991.
5. Пат. 2167377 C1 RU / Йохансен Йохан Арнольд, Ватланн Арифинн. Способ и обжигательная печь для электрического обжига углеродсодержащего материала. — Заявл. 02.08.98; Оpubл. 22.10.98.
6. Bernard J. C., Brassart J. L., Lacroix S. Electrical calcination anthracite; A new technology: Proc. Session 116 AIME, Annual Meeting // Light Metals. — 1987. — P. 581–587.
7. Computer simulation of the anthracite calcining furnace / R. T. Rui, R. Hachette, G. Simard et al // Ibid. — 1999. — P. 609–616.
8. Быковец В. В., Лакомский В. И. Удельное электрическое сопротивление термоантрацита // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 49–51.

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

Поступила 26.03.2004

НОВАЯ КНИГА

В. И. Лакомский, М. А. Фридман ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ СВАРКА УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛАМИ. — К.: Екотехнологія, 2004. — 196 с.

Представлены результаты работ Института электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины по технологии сварки электрических контактов углеродных материалов с металлами и их широкая промышленная проверка на электрометаллургических заводах цветной металлургии.

Приведены физико-химические основы нового процесса плазменно-дуговой сварки крупногабаритных электродов из углеродных материалов с металлами без защиты зоны сварки от воздуха и разработанные конструкции сварных электроконтактных соединений.

На примере алюминиевых электролизеров и электротермических печей для графитации и синтеза карбида кремния показано, как можно, используя новый способ сварки, экономить электроэнергию в производстве первичного алюминия, магния и графитированных электродов, заменять медную ошиновку печей на алюминиевую, создавать новые совершенные конструкции электрических сборок.

Рассчитана на инженерно-технических работников, занимающихся проблемой энергосбережения, инженеров-сварщиков, инженеров-электриков, может быть полезна студентам вузов соответствующих специальностей.



По вопросам приобретения книги обращаться:

тел.: (38 044) 268-35-23

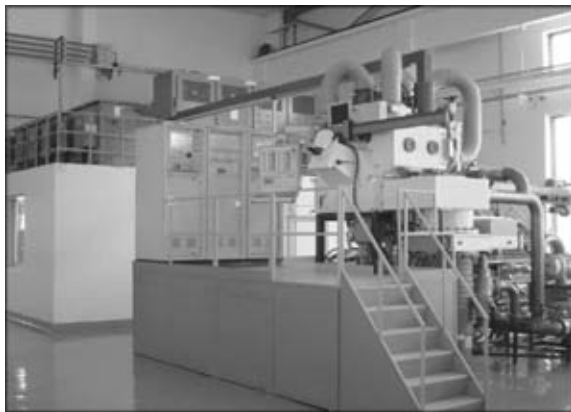
факс: (38 044) 227-65-02



Юбилей Международного центра электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ

В июне 2004 г. исполнилось 10 лет со дня основания Международного центра электронно-лучевых технологий (МЦ ЭЛТ) Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, который был создан на базе отдела № 13.

10-летняя плодотворная работа академической хозяйственной научно-исследовательской организации, которая практически не имела бюджетного финансирования, является интересным экспериментом в Национальной академии наук Украины. Все эти годы МЦ ЭЛТ упорным трудом доказывал свою конкурентоспособность, оправдывая свое название, продиктованное жизнью, и выполняя в основном научно-исследовательские контракты по заказу зарубежных компаний и университетов.



Опытно-промышленная электронно-лучевая установка

За прошедшие 10 лет МЦ ЭЛТ под руководством его основателя академика Бориса Алексеевича Мовчана добился международного признания как в области исследований структуры и свойств новых неорганических материалов (аморфных, нанокристаллических, дисперсно-упрочненных, микрослойных, микропористых) и покрытий (градиентных термобарьерных, демпфирующих, эрозионно стойких), осаждаемых из паровой фазы в вакууме, так и в реализации разработанных технологических процессов и создании эле-



Лабораторная электронно-лучевая установка

ктронно-лучевого оборудования следующего поколения и его успешной коммерциализации.

Визитной карточкой МЦ ЭЛТ являются новые технологии получения функционально-градиентных материалов и покрытий путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, а также разработка и выпуск электронно-лучевых установок различного назначения (лабораторных, опытно-промышленных и промышленных).

Новое поколение электронно-лучевых установок, разработанных и изготовленных в МЦ ЭЛТ за последние годы, обеспечивает реализацию практически всех существующих технологических процессов, а также возможности для внедрения перспективных технологий осаждения функционально-градиентных материалов и покрытий с нано- и микроразмерной структурой.

Научные и технологические разработки МЦ ЭЛТ защищены патентами США, Европы, России, Китая, многочисленными украинскими патентами. Основными Заказчиками на проведение исследований за эти годы были и остаются такие известные американские компании, как «Дженерал электрик», «Пратт и Уитни», «Хромаллой». В настоящее время активно реализуется научно-исследовательский проект с канадской компанией «Каметойд», в рамках межправительственного соглашения создана и приступает к работе совместная украинско-индийская исследовательская лаборатория. В ходе реализации находятся контракты на изготовление электронно-лучевых установок для американского и китайского Заказчиков. В последние годы начато активное сотрудничество с конструкторским бюро г. Запорожье (ЗМКБ «Прогресс»), по заказу которого МЦ ЭЛТ производит нанесение градиентных защитных покрытий на лопасти современных газотурбинных двигателей, продолжают работы с НПО «Сатурн» (Россия), направленные на модернизацию установки и внедрение электронно-лучевой технологии осаждения градиентных покрытий.

За минувшее десятилетие сохранен и укреплен кадровый потенциал сотрудников, работающих в МЦ ЭЛТ, общей численностью 55 человек, из которых 3 доктора наук и 9 кандидатов технических наук. Расширена и приумножена лабораторно-исследовательская база центра, которая сейчас состоит из 8 лабораторных и опытно-промышленных электронно-лучевых установок, флуоресцентного рентгеновского микроанализатора химического состава образцов и деталей, трансмиссионного и сканирующего электронных микроскопов, установки для исследования пористости материалов и покрытий, оптических микроскопов, микротвердомеров, высокотемпературных вакуумных печей, установок для проведения печных термоциклических испытаний покрытий, исследования кинетики высокотемпературного окисления материалов, исследования механических характеристик образцов (прочности, ползучести, усталости, демпфирующей способности).

Накопленный за 10 лет опыт практического взаимодействия с многочисленными зарубежными партнерами и Заказчиками, имеющиеся собственные наработки и идеи, использование тесных взаимовыгодных связей с подразделениями и структурами ИЭС им. Е. О. Патона, другими организациями и институтами Национальной академии наук Украины, растущие контакты с отечественной промышленностью позволяют сотрудникам МЦ ЭЛТ с оптимизмом смотреть в будущее.

Администрация МЦ ЭЛТ



К 75-летию Михаила Ивановича Гасика

30 июня 2004 г. исполнилось 75 лет со дня рождения и 50 лет научной и педагогической деятельности выдающегося ученого в области электрометаллургии стали и ферросплавов, заведующего кафедрой электрометаллургии Государственной металлургической академии Украины (ГМетАУ), действительного члена НАН Украины, иностранного члена Российской академии наук, доктора технических наук, профессора Михаила Ивановича Гасика.

В 1954 г. М. И. Гасик с отличием окончил Днепропетровский металлургический институт по специальности металлургия стали и ферросплавов. С тех пор и по настоящее время вся его научная, педагогическая и организационно-методическая деятельность связана с ДМетИ (ныне ГМетАУ).

Становление М. И. Гасика как исследователя, преподавателя и профессора высшей школы происходило под влиянием классических научных трудов выдающихся советских ученых-металлургов А. М. Самарина, В. П. Елютина, С. И. Тельного, С. И. Хитрика, Б. Е. Патона, Б. И. Медовара и др.

Михаил Иванович Гасик в 1961 г. защитил кандидатскую, а в 1968 г. докторскую диссертации, посвященные проблемным вопросам получения суперрафинированного феррохрома и коррозионно-стойких сталей для атомной энергетики. С 1962 г. доцент, с 1968 г. профессор, а с 1973 г. по настоящее время заведующий кафедрой электрометаллургии ГМетАУ. В период 1976–1987 гг. — декан организованного им электрометаллургического факультета. В 1982 г. М. И. Гасик избран членом-корреспондентом АН УССР, в 1990 г. — академиком НАН Украины. В 2003 г. он избирается иностранным членом Российской академии наук.

Научные работы М. И. Гасика посвящены решению актуальных проблем теории и технологии электрометаллургии стали и ферросплавов, электротермии цветных сплавов, сверхтвердых и тугоплавких материалов на основе оксидных, карбидных и нитридных систем. Он принимал непосредственное участие в разработке нового научного направления в технологии ферросплавов — вакуумной обработки жидкого феррохрома, марганца, твердофазного обезуглероживания и дегазации силикотермического феррохрома. Ряд фундаментальных работ посвящен проблемным вопросам теории технологии высокоуглеродистого феррохрома и силикохрома. Работы по ключевым проблемным вопросам хрома и хромистых ферросплавов, выполненные академиком РАН Н. П. Лякишевым и М. И. Гасиком, обобщены в изданной в США фундаментальной монографии «Metallurgy of Chromium».

Большой вклад внес Михаил Иванович Гасик в разработку теоретических положений и освоение новой электротермической технологии выплавки кремниевоалюминиевого сплава для получения литейных легированных силуминовых сплавов широ-

кого марочного состава с использованием дистен-силлиманитового концентрата и каолина. За эти разработки ему была присуждена Государственная премия УССР (1977 г.).

Под научным руководством и при непосредственном участии М. И. Гасика выполнены важные работы по проблеме рационального использования марганца Никопольского месторождения на всех этапах электрометаллургического передела в сталеплавильном и литейном производствах. За создание новых технологий и освоение сверхмощных ферросплавных печей Никопольского завода ферросплавов (НЗФ) ему в соавторстве присуждена премия Совета Министров СССР (1990 г.).

Результаты многоплановых теоретических и технологических разработок ученого обобщены в фундаментальной монографии «Марганец», удостоенной премии имени академика Е. О. Патона, а также в монографиях «Металлургия высокомарганцевой стали» (1990 г.), «Металлургия марганца Украины» (1996 г.), которые в совокупности с разработками авторских коллективов НЗФ, Запорожского феррохромного завода, Гипростали и ГМетАУ удостоены Государственной премии Украины (1998 г.).

Много сил М. И. Гасик отдает подготовке научных и научно-педагогических кадров высшей квалификации. Под его руководством подготовлено 42 кандидата и 14 докторов технических наук.

Большую работу профессор М. И. Гасик проводит по изданию учебной и учебно-методической литературы для студентов вузов металлургического профиля. Написанный им в соавторстве с академиком РАН Н. П. Лякишевым и д-ром техн. наук Б. И. Емлиным учебник с грифом Минвуза СССР «Теория и технология производства ферросплавов» (1988 г.) заслужил самой высокой оценки. В 1990 г. увидел свет новый учебник М. И. Гасика, написанный им совместно с Н. П. Лякишевым «Электротермия и металлотермия ферросплавов».

С 1982 г. по настоящее время академик НАН Украины М. И. Гасик является заместителем председателя Приднепровского научного центра НАН Украины.

Свое 75-летие академик Михаил Иванович Гасик встречает в расцвете жизненных сил, полный энергии и творческих планов. От всей души поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья, счастья, долгих лет жизни и всего самого доброго и наилучшего.

Редколлегия и редакция журнала





ПАМЯТИ Л. М. СТУПАКА



20 апреля 2004 г. ушел из жизни ученый, высококвалифицированный специалист в области специальной электрометаллургии, кандидат технических наук, Лауреат премии Совета Министров СССР, ветеран Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины Леонид Михайлович Ступак.

Л. М. Ступак родился 14 апреля 1936 г. в г. Соликамске, Пермской области. После окончания школы в 1953 г. поступил в Киевский политехнический институт и в 1958 г. получил диплом инженера по специальности литейное производство черных и цветных металлов.

В период с 1958 по 1959 гг. работал на Киевском арматурно-механическом заводе технологом литейного производства.

В 1959 г. Леонид Михайлович был приглашен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона АН УССР. За время работы в институте Л. М. Ступак стал высококвалифицированным специалистом в области электрошлаковой технологии. Научная деятельность Леонида Михайловича проходила в период создания в отделе № 9 ИЭС им. Е. О. Патона технологий и оборудования ЭШП, получивших широкое распространение на отечественных и зарубежных рынках.

Он принимал непосредственное участие в выполнении комплексных исследований физико-химических процессов электрошлаковой обработки металлических материалов, особенностей кристаллизации слитка, влияния рода и полярности тока на процессы плавления металлического расходного электрода в электропроводном шлаке и переноса электродного металла, распределения тока в жидком шлаке, влияния электрошлаковой обработки на качество и свойства металлических материалов, в разработке оборудования ЭШП. Эти работы сыграли важную роль в создании современной высокоэффективной электрошлаковой технологии.

Л. М. Ступак разработал и внедрил в промышленность (з-д «Электростальтяжмаш») технологию и оборудование для производства высококачественных валков холодной прокатки из электрошлакового металла, в том числе литых.

С 1965 по 1984 гг. был ученым секретарем секции Научного совета АН СССР по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов». При участии Л. М. Ступака электрошлаковые технологии и оборудование для их осуществления успешно внедрены на большинстве ведущих заводов бывшего Советского Союза, а также на многих заводах развитых стран: Швеции, Франции, Германии, Англии, США, Японии, Индии и др.

Леонид Михайлович неоднократно направлялся в служебные командировки за границу, где участвовал в международных конференциях, технико-коммерческих переговорах, подготавливал лицензионные соглашения, руководил бригадами отечественных специалистов при выполнении контактных обязательств по лицензионным соглашениям.

Л. М. Ступак был одним из основных организаторов Внешнеторговой фирмы НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» и многие годы успешно проработал заместителем директора этой фирмы.

Он автор более 200 опубликованных работ, в том числе трех монографий по технологии ЭШП. Его заслуги отмечены, в частности, званием Лауреата премии Совмина СССР в 1984 г. «За разработку и создание крупнейшего в мире специализированного комплекса по производству электрошлакового металла на заводе «Красный октябрь»» (г. Волгоград), а также медалями, грамотами ВДНХ, АН Украины и ИЭС им. Е. О. Патона.

Светлая память о Леониде Михайловиче Ступаке, замечательном человеке, металлурге навсегда сохранится в памяти тех, кто знал его и работал вместе с ним.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

ПАМЯТИ О. П. БОНДАРЕНКО



11 апреля 2004 г. ушел из жизни видный ученый в области специальной электрометаллургии и сварочного производства, кандидат технических наук, лауреат Государственной премии УССР, ветеран ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины Олег Петрович Бондаренко.

О. П. Бондаренко родился 30 марта 1939 г. в г. Киеве. После окончания средней школы в 1956 г. поступил в Киевский политехнический институт, который закончил в 1961 г. по специальности автоматика и телемеханика. Затем был направлен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона АН УССР, где был привлечен к работам по исследованию, разработке, совершенствованию и внедрению вновь разрабатываемых приемов и способов управления процессами электрошлаковой технологии (ЭШТ), а именно электрошлаковым переплавом (ЭШП).

Его научная деятельность началась в период внедрения первых технологий и оборудования для ЭШП, создаваемых в ИЭС им. Е. О. Патона.

Он принимал непосредственное участие в разработке уникальных технологий получения металла ЭШП практически всех видов и классов сталей и сплавов, всех видов проката, выпускаемого металлургической промышленностью. Здесь сортовой прокат и проволока, толстый и тонкий лист, трубы и кольца, бандажи, поковки и штамповки, отливки, в том числе фасонные. При участии О. П. Бондаренко эти технологии ЭШП и оборудование для их осуществления успешно внедрены на многих ведущих заводах бывшего Советского Союза, а также в других странах — Франции, Германии, Канаде, Англии, США, Японии, Швеции, Индии.

Особо следует отметить работы Олега Петровича в области фундаментальных исследований процессов ЭШТ, разработки способов и устройств автоматического управления этими процессами.

В последнее время под его непосредственным руководством разработан новый высокопроизводительный энергосберегающий способ электрошлаковой сварки изделий энергомашиностроения без последующей высокотемпературной обработки.

О. П. Бондаренко автор более 300 научных работ, изобретений и патентов многих стран мира.

Пройдя в стенах института путь от молодого специалиста до крупного ученого, Олег Петрович неизменно пользовался заслуженным авторитетом и уважением сотрудников института, специалистов многих предприятий, НИИ и вузов Украины, стран СНГ и дальнего зарубежья.

В 1984 г. Бондаренко О. П. удостоен звания лауреата Государственной премии УССР в области науки и техники за работу «Разработка и широкое промышленное внедрение принципиально новой технологии производства прогрессивных полых заготовок для изделий машиностроения».

Светлая память об Олеге Петровиче Бондаренко, прекрасном человеке и ученом навсегда сохранится в сердцах его близких, сотрудников и коллег.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



НОВЫЕ КНИГИ

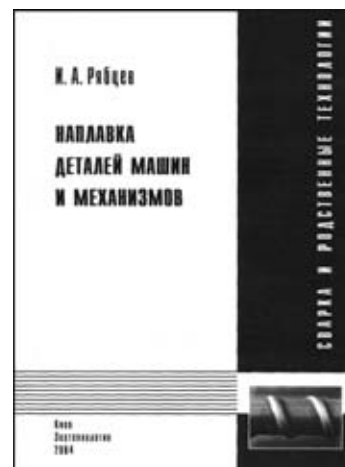
И. А. Рябцев.

Наплавка деталей машин и механизмов. —

К.: Экотехнология, 2004 г. — 160 с.

Книга посвящена 50-летию отдела физико-металлургических проблем наплавки ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины и основателю, первому руководителю отдела профессору, доктору технических наук Исидору Ильичу Фрумину. В ней обобщен опыт применения наплавки при изготовлении и восстановлении деталей машин и механизмов в различных отраслях промышленности. Изложены сведения о различных способах и технологиях наплавки и наплавочных материалах. Даны примеры промышленного применения наплавки. Рассмотрены проблемы образования дефектов в наплавленном металле и меры борьбы с ними. Описаны компьютерные системы проектирования технологий восстановления и упрочнения деталей наплавкой.

Рассчитана на инженерно-технических работников, занимающихся проблемами восстановления и упрочнения деталей в различных отраслях промышленности. Может быть полезна студентам и аспирантам вузов соответствующих специальностей.



О. Г. Биковський, І. В. Пінковський.

Довідник зварника. —

К.: Техніка, 2002. — 336 с.

В справочнике систематизирована информация о технических возможностях известных способов электрической сварки и наплавки конструкционных металлов и сплавов. Описаны технические возможности изготовления изделий из них, а также характеристики современного оборудования для ручной и механизированной сварки.

Рассчитан на инженерно-технических работников, специализирующихся в области сборочно-сварочного производства, будет полезен студентам, обучающимся по специальности «Сварка» в учебных заведениях всех уровней аккредитации.

