

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

1

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2014

Главный редактор:

Ю.С. ЮСФИН

Заместитель главного редактора:

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

Члены редакционной коллегии:

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

*«Информационные технологии
и автоматизация в черной металлургии»*

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

И.Ю. ПЫШМИНЦЕВ, редактор раздела

«Высокопрочные стали для энергетики»

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати

Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
тел./факс (499) 236-14-27;

654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42

Сибирский государственный индустриальный университет, тел. (3843) 74-86-28

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» (www.rusmet.ru)

по адресам: <http://www.rusmet.ru/izvuzchermet>

E-mail: ferrous@misis.ru

http://www.sibsiu.ru/Divisions_RedJIZVz.shtml

E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.162.263

*Г.М. Дружинин¹, Л.А. Зайнуллин¹, М.Д. Казяев²,
Н.А. Спирин², Ю.Г. Ярошенко²*

¹ Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники
² Уральский федеральный университет

РЕСУРСОЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ (В ПОРЯДКЕ ОБСУЖДЕНИЯ)

Аннотация. Рассмотрены проблемы энергоэффективности и ресурсосбережения в черной металлургии. Основное внимание уделено резервам энергосбережения в доменном производстве и в нагревательных и термических печах металлургических предприятий.

Ключевые слова: энергоэффективность, ресурсосбережение, черная металлургия.

*G.M. Druginin¹, L.A. Zajnullin¹, M.D. Kazyayev²,
N.A. Spirin², Yu.G. Yaroshenko²*

¹ Research and development Institute of metallurgical Thermo Technology
² Ural Federal University

RESOURCE AND ENERGY PROBLEMS OF FERROUS METALLURGY (IN ORDER OF DISCUSSION)

Abstract. The study describes the problems of energetic efficiency and resource conservation in ferrous metallurgy. Focus is made on energy conservation reserves in blast furnaces and heating and thermal furnaces of metallurgical enterprises.

Keywords: energy efficiency, resource conservation, ferrous metallurgy.

E-MAIL: n.a.spirin@ustu.ru

В последнее время проблемы энерго- и экологической эффективности приобретают не только национальный, но и глобальный характер. В этом плане большой интерес представляют формулировки принципов системы «Глобальной энергетической безопасности». Одним из ключевых принципов этой глобальной системы является следующий: «Сбережение энергоресурсов равносильно их производству и зачастую именно оно представляет собой более рентабельный и экологически ответственный способ обеспечения растущего спроса на энергию». Опыт освоения рыночных отношений в последние десятилетия показал, что Россия не полностью готова по своим показателям энергоэффективности достойно конкурировать в мировом экономическом пространстве. Нерациональное использование энергоресурсов оценивается экспертами в 500 млн т у.т. или примерно 60 % всего объема потребления первичных энергетических ресурсов.

Одной из серьезных проблем развития экономики России остается высокая энергоемкость валового внутреннего продукта (ВВП) по сравнению с другими индустриальными странами мира. Так, если принять энергоэффективность ВВП в Японии и Германии за 1,

то эта величина для других стран примет значения: Швеция – 1,31, США – 1,375, Финляндия – 1,625, Канада – 1,75, Россия – 3,06. В России в среднем коэффициент полезного действия тепловых агрегатов составляет 25 %, в США – 37 %, в Японии – 42 %.

Доля энергетических затрат в себестоимости продукции большинства производств является высокой, несмотря на значительно меньшую стоимость природного газа на отечественном рынке по сравнению с мировыми ценами. Проблема энергосбережения самым тесным образом связана с проблемой снижения вредных выбросов. Именно энергетика и энерготехнологии являются основными источниками вредных выбросов. Поэтому меры, принимаемые в плане энергосбережения, направленные на снижение расходов топлива, одновременно могут рассматриваться и как ресурсосберегающие, снижающие техногенное давление на окружающую среду.

Если же анализировать в этом аспекте состояние коммунального и сельского хозяйства, то ситуация еще более плачевная. Объясняется такое положение рядом обстоятельств, в том числе исторически сложившимися низкими ценами на энергоносители, отсутствием

систем учета и контроля за расходом энергии на каждом конкретном объекте и агрегате, слабой (особенно в последние 10 лет) технологической и трудовой дисциплиной. И если бы перечень причин высокой энергоемкости продукции нашей промышленности ограничивался вышеуказанными, то данную проблему можно было бы решить достаточно быстро путем политики цен, ужесточением работы надзорных органов и организационных мероприятий непосредственно на рабочих местах, что частично реализуется в последние годы исполнительной властью, однако без заметного в масштабах страны результата. Это вполне объяснимо, так как основными энергопотребляющими отраслями являются не коммунальное хозяйство, а энергетика, металлургия и химическая промышленность. Повышение цен на топливо, введение систем учета и контроля за расходом энергоресурсов, внедрение организационных мероприятий, направленных на соблюдение технологической дисциплины – необходимые в данный момент действия, которые, видимо, дадут определенный результат, но заметного снижения энергоемкости продукции не произойдет.

Основной причиной высокой энергоемкости (по сравнению с зарубежными странами) промышленной продукции являются энергоемкие и, по современным стандартам, устаревшие технологии и, соответственно, технологические и тепловые агрегаты, в том числе и для получения электроэнергии и тепла. Сам вывод является не новым, но при этом, по различным причинам, все кампании по энергосбережению направлены почему-то на решение только вышеуказанных организационно-правовых вопросов. Видимо, в этой связи и термин «энергосбережение» стал обозначать с некоторых пор самостоятельное научно-техническое направление вне всякой связи с технологией, процессом, агрегатом. А такого в природе не бывает, если не иметь в виду утечки энергоносителей и потери тепла через краны, плохо теплоизолированные трубы, открытые форточки и другие проявления бесхозяйственности.

Энергосбережение в промышленном производстве всегда связано с технологией процесса и заниматься энергосбережением – значит заниматься снижением затрат энергии любого вида на осуществление конкретного технологического процесса в конкретном технологическом или тепловом агрегате.

Это совсем не значит, что стоит сбрасывать со счета организационно-хозяйственные мероприятия. Во-первых, потому, что они, как правило, малозатратны, а во-вторых, «лежат на поверхности». Опыт проведения таких работ показывает, что для разработки плана мероприятий необходимо проведение обследований тепловых агрегатов, т.е. энергоаудита с последующим анализом и составлением рекомендаций. Наибольший эффект достигается при наличии современной системы измерений (контроля) параметров энергоносителей, а также разработке обоснованных норм их расхода для

конкретных условий работы агрегатов. Реализация предложенных при этом мероприятий позволяет сократить удельные расходы топлива на 5 – 12 %.

Значительное же сокращение энергоемкости металлопродукции может быть достигнуто только за счет внедрения передовых малоэнергоемких металлургических технологий. В силу различных субъективных и объективных причин металлургическая промышленность развитых стран еще в 50 – 60 годы прошлого столетия пошла по пути интенсивного снижения энергоемкости продукции за счет применения современных малоэнергоемких технологий, в том числе созданных в нашей стране (непрерывная разливка стали, испарительное охлаждение и т.д.).

Сегодня металлургический комплекс России потребляет 30 % производимой электроэнергии, 25 % добываемого природного газа, 10 % нефти и нефтепродуктов. Удельный расход топлива на 1 т проката в России выше на 25,0 %, чем в Японии и на 37,5 %, чем в странах ЕС. Это связано как с использованием морально устаревших технологий и физически изношенной, выработавшей свой ресурс техники, так и с низким уровнем внедрения научных достижений в области энергосбережения и использования внутренних вторичных ресурсов.

Главная цель развития металлургической промышленности России – преобразование ее в динамично развивающуюся, высокотехнологичную и конкурентоспособную отрасль, интегрированную в мировую металлургию в рамках международного разделения труда [1]. Для достижения указанной цели главными задачами являются:

- техническое перевооружение действующего производства;
 - внедрение современных энерго- и ресурсосберегающих экологически безопасных технологий.
- Развитие отечественной металлургии в XXI в. происходит в новых условиях [2].
- Практически сформировались рынки сырья и топлива. Импорт сырья для производства металлов и экспорт продукции стали повсеместным явлением отечественной металлургии.
 - В мире наблюдается сокращение, а для некоторых регионов исчезновение месторождений чистых по примесям руд.
 - Изменения экологических систем в стране, которые неизбежно приведут к смене приоритетов в технологической деятельности. Производительность, как главный приоритет в плановой экономике, уступит свое место ресурсо- и энергосбережению. Возрастут требования к экологической чистоте металлургического производства.
 - В ближайшие годы следует ожидать сокращения использования в металлургии природного газа.
 - В XXI в. вряд ли можно прогнозировать рост масштабов производства черных металлов альтернативны-

ми способами. На протяжении последних 20 лет доля черных металлов, производимых внедоменным путем в мире, не превышала 5 – 6 %.

Факторами, лимитирующими развитие черной металлургии в большинстве стран, в том числе и России, в настоящее время являются дефицит природных и энергетических ресурсов и загрязнение окружающей среды [3, 4].

Сложные, энергоемкие, высокотемпературные, зачастую быстропротекающие процессы, повышенные требования к экологической безопасности технологий и агрегатов требуют проведения детального предпроектного математического моделирования этих процессов и создания математических моделей реального времени для автоматизированных систем управления. Разработка новых технологий, математическое моделирование процессов возможны лишь на основе дальнейшего развития теории тепломассообменных процессов с учетом специфики пирометаллургических технологий.

Остановимся более подробно на двух основных потребителях топлива и энергии в черной металлургии: доменном производстве и печном хозяйстве прокатных и термических цехов, потребляющих до 80 % топлива в черной металлургии России.

Резервы отечественного доменного производства

Среди переделов современной черной металлургии доменное производство остается самым энергоемким, на его долю приходится 50 % используемого в черной металлургии топлива. Одна из главных задач совершенствования доменного производства – сокращение расхода кокса как основного энергоносителя [5 – 9].

Основными направлениями развития мирового доменного производства в XXI в. являются минимизация расхода природных ресурсов и негативного влияния на окружающую среду за счет [5 – 9] следующих факторов.

- *Технического оснащения доменных печей.* Новыми высокоэффективными российскими техническими разработками, превышающими мировой уровень, являются воздухонагреватели Калугина и загрузочное устройство с роторным распределителем шихты. Отечественные доменные печи оснащены в основном устаревшими двухконусными загрузочными устройствами. Замена их на безконусные лотковые и роторные загрузочные устройства обеспечивает рост производства и экономию кокса 5 – 6 %.

- *Снижения энергозатрат на выплавку чугуна.* Температура дутья находится на уровне 1100 – 1150 °С. При применении воздухонагревателей конструкции Калугина температура дутья может быть увеличена до 1400 °С, что позволит сократить расход кокса и повысить производительность печей на 5 – 8 %. Отечественный воздухонагреватель Калугина, по сравнению с лучшими зарубежными воздухонагревателями, имеет меньшую материалоемкость, в десятки раз меньшее

содержание СО в отходящих газах. В настоящее время в мире эксплуатируется 109 таких воздухонагревателей и 45 проектируется и строится. Как правило, не используются [за исключением ОАО «Северсталь» и ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат» (НТМК)] энергия сжатого доменного газа для выработки электроэнергии, теплота дымовых газов воздухонагревателей, система испарительного охлаждения с выработкой пара технологических параметров, современная сухая очистка от пыли доменного газа и аспирационных отсосов.

- *Разработки инновационных технологий, расширяющих использование низкосортных руд, некокующихся и слабококующихся углей и отходов.* Основным энергоносителем, замещающим 15 – 20 % кокса в России, является природный газ, цена которого непрерывно увеличивается и может достичь критического значения 0,7 – 0,8 от цены кокса за 1000 м³. В этих условиях использовать природный газ становится экономически невыгодным. Снижение стоимости чугуна может быть достигнуто за счет использования более дешевых энергоносителей и, в частности, за счет подачи в доменные печи пылеугольного топлива. Большинство доменных печей за рубежом работает с вдуванием пылеугольного топлива (в среднем 150 кг/т чугуна, а на лучших заводах до 240 кг/т чугуна), в первую очередь это – Япония и Западная Европа. Как свидетельствует мировой опыт, при использовании пылеугольного топлива уже в настоящее время достигается экономия топлива 20 – 30 %, а в перспективе эта экономия может достичь 40 – 50 %. Не осуществляется в полной мере рециклинг железосодержащих отходов и др. Объективными факторами более высоких энергетических затрат в черной металлургии России являются низкое содержание железа в руде, повышенные затраты на ее обогащение и получение товарного концентрата. Так, среднее содержание железа в добываемой руде в России составляет 36 %, Бразилии – 58, Индии – 61, ЮАР – 62, Австралии – 64. В связи с этим особое внимание следует уделять утилизации отходов на предприятиях черной металлургии: окалины, сухой пыли и шлама газоочисток технологических газов, аспирационного воздуха. Полной переработке подлежат все текущие шлаки доменного, сталеплавильного и ферросплавного производств, выход которых составляет более 30 млн т/год. Все текущие и отвалы железосодержащие отходы следует полностью использовать в производстве, при этом мощности по переработке отходов должны быть рассчитаны на ликвидацию отвалов в течение 15 лет, что исключит загрязнение почвы и бассейнов рек тяжелыми металлами. Использование всех текущих и отвалных железо-углеродсодержащих отходов позволит сократить затраты на добычу, обогащение и транспортировку первородного железорудного сырья, исключить загрязнение почвы и бассейнов рек оксидами тяжелых металлов и другими вредными веществами.

• *Внедрения современных информационно-моделирующих систем, максимального приближения управления доменным производством к автоматизированному.* Отечественный и зарубежный опыт убедительно доказывает, что развитие предприятий металлургического комплекса, его техническое перевооружение, решение проблем качества и конкурентоспособности металлопродукции на мировом рынке требуют коренного совершенствования систем сбора, хранения, обработки, передачи и использования информации, применяемых как для управления технологическими процессами, так и управления производством в целом. Период экономического финансового кризиса характеризуется нестабильным спросом на металлопродукцию, изменением условий снабжения предприятий железорудными материалами и коксом, а также изменением цен на сырье и железнодорожные тарифы. В период кризиса условия работы доменных цехов существенно изменились. Эти изменения приводят к необходимости частых перешихтовок и периодической остановке и переводу печей на тихий ход. Следует отметить, что анализ в целом состояния вопроса по реально используемым математическим моделям в практике технологии ведения доменной плавки показывает, что в настоящее время разрыв между потенциальными возможностями средств автоматизации и реальными возможностями используемого программного обеспечения огромен. В связи с этим следует выделить научные и технические проблемы, первостепенными из которых являются [10]:

- использование современных достижений в области математического моделирования, моделирования знаний, распознавания образов, теории и практики доменной плавки, теории управления при разработке автоматизированных систем управления;
- разработка на основе современных принципов соответствующего математического, алгоритмического и программного обеспечения;
- создание интегрированных интеллектуальных компьютерных систем поддержки принятия решений для управления как доменной печью, так и комплексом доменных печей цеха в целом.

Решение этих проблем возможно только при наличии финансовых средств, интеграции интеллектуальных ресурсов вузов, научно-исследовательских и проектных институтов, металлургических предприятий.

Резервы энергосбережения в печном хозяйстве

В настоящее время в России наблюдается «революционный бум» по переводу сталеплавильного комплекса на новые технологии. Получение новых профилей литых заготовок в машинах непрерывного литья большой производительности требует совершенствования технологии нагрева металла и коренного технического перевооружения нагревательных и термических печей, парк которых исчисляется тысячами единиц на заводах

России. Для примера укажем количество нагревательных и термических печей только некоторых предприятий: НТМК ~20; УралВагонЗавод ~400, Уральский завод тяжелого машиностроения ~150, ВСМПО ~200, Челябинский металлургический комбинат (ЧМК) ~350, Синарский трубный завод ~300, Каменск-Уральский металлургический завод (КУМЗ) ~100. Нагревательные и термические печи Уральского региона обеспечивают работу прокатного и прессового комплексов заводов, а также выполняют функцию так называемого четвертого передела – термическую обработку готовой продукции, от которой зависит качество выпускаемых металлических изделий. В XXI в. российская промышленность вошла с парком печей, спроектированных и построенных в 40 – 60-х годах прошлого столетия. В настоящее время конструкции этих печей физически и морально устарели. На ежегодные капитальные ремонты требуются огромные затраты. К примеру, на капитальный ремонт только одной роликовой печи для нагрева листа перед прокаткой стана 1700 Челябинского металлургического комбината необходимо примерно 21 млн руб.

Проблемы, требующие решений при модернизации печей, приведены ниже [11–13].

- Большинство печей выполнены по старой «кирпичной» технологии. Это означает, что огнеупорная кладка представляет огромный массив, требующий больших затрат тепла на ее нагрев, для чего расходуются значительное количество топлива и электроэнергии.
- Использование на печах устаревших топливосжигающих устройств, не имеющих индивидуальных автоматических систем, обеспечивающих гибкое управление процессом сжигания газа. Некачественное сжигание топлива приводит к его перерасходу и к загрязнению вредными выбросами окружающей среды.
- Высокотемпературные печи зачастую не имеют аппаратов для подогрева воздуха, подаваемого для горения топлива, а если и имеют, то использование тепла уходящих из печи продуктов горения находится на низком уровне, обеспечивающем подогрев воздуха только до 200 – 300 °С.

• Большинство печей не имеют комплексной автоматизации управления тепловым режимом, который ведется вручную и полностью зависит от так называемого «человеческого фактора». На тех тепловых агрегатах, где существует система автоматического управления, она оснащена аппаратурой, разработанной в 50 – 70-х годах прошлого века.

Отмеченное выше приводит к тому, что отечественные тепловые агрегаты на сегодняшний день работают с большими удельными расходами топлива. Для примера, методические нагревательные печи, осуществляющие нагрев слябов и блюмов перед прокаткой, работают с удельным расходом топлива в пределах 80 – 100 кг у.т./т проката, в то же время работа зарубежных аналогичных печей осуществляется с удельными расходами 40 – 50 кг у.т./т проката.

Отдельные направления модернизации печей приведены ниже.

- Замена кирпичной кладки на футеровку из современных теплоизоляционных и огнеупорных керамоволокнистых материалов. Основное их преимущество проявляется через хорошие теплоизоляционные свойства. Плотность стандартных кирпичных огнеупоров составляет $1300 - 2100 \text{ кг/м}^3$, а плотность волокнистых материалов – $120 - 200 \text{ кг/м}^3$. Применение этих материалов позволяет снизить потери тепла теплопроводностью через футеровку и с аккумуляцией на $25 - 30 \%$, что обеспечивает экономию топлива до 15% .

- Увеличение степени использования тепла уходящих газов непосредственно в агрегате, применение современных топливосжигающих устройств. Качественное сжигание газа при интенсификации теплообмена в рабочем пространстве печей способно повысить производительность и равномерность нагрева металла. Интенсификация теплообмена возможна, прежде всего, за счет увеличения скорости движения газов в рабочем пространстве печей. Существующие устаревшие горелки обеспечивают скорости факелов $20 - 40 \text{ м/с}$. Новые конструкции скоростных горелок создают скорости порядка $150 - 200 \text{ м/с}$. Особые конструктивные особенности этих горелок обеспечивают сжигание газа по ступенчатому принципу, что позволяет резко увеличить скорости истечения продуктов горения из горелок и снизить вредные выбросы CO и NO_x . Современные скоростные горелки являются автоматизированными конструкциями с индивидуальным управлением розжигом, контролем пламени и расходом газа и воздуха. Эти конструкции горелок могут оснащаться теплообменными аппаратами, встроенными непосредственно в корпус горелки, что позволяет поднять температуру подогрева воздуха горения до $600 - 900 \text{ }^\circ\text{C}$. Практика применения таких горелок показала возможность экономии топлива от 30 до 50% с одновременным увеличением производительности печей на 20% и снижением вредных выбросов ниже самых жестких норм предельно-допустимых концентраций.

- Внедрение комплексной многоуровневой системы автоматического управления тепловыми режимами печей с использованием логических контроллеров обеспечивает полное устранение «человеческого фактора» в управлении тепловым агрегатом. Это позволяет дополнительно экономить до $10 - 15 \%$ топлива.

- Замена дорогостоящих видов топлива (кокса, мазута, пропан-бутана, электроэнергии) на более дешевые в России природный газ, каменный уголь, а также сбросные газы, сжигаемые в настоящее время на «свечах».

Актуальная проблема – замена устаревшего оборудования может быть комплексно и эффективно решена при модернизации существующих нагревательных печей и при строительстве новых тепловых агрегатов. Ряд заводов уже приступили к комплексной модернизации печ-

ного парка, это, прежде всего, НТМК, ЧМК, ВСМПО, КУМЗ.

Выводы. Все энергетические программы должны быть направлены, в первую очередь, не на обеспечение роста производства энергоресурсов, а на их экономное и рациональное использование. Для этого должны быть созданы соответствующие механизмы и условия, которые в настоящее время отсутствуют или практически не работают.

Опыт последних 20 лет показал, что ежегодный рост тарифов на первичные энергоносители (природный газ, уголь, нефтепродукты, электроэнергию из системы РАО «ЕЭС России») и транспорт, увеличение налогов на выбросы и складирование вредных отходов приводят только к соответствующему росту цен на металлопродукцию, не побуждают вести модернизацию производства и внедрять мероприятия по использованию вторичных ресурсов и энергосбережению.

На внедрение мероприятий по использованию внутренних ресурсо-экологических резервов и по энергосбережению требуются крупные финансовые затраты, и их реализацию следовало бы проводить при активном осуществлении государством стимулирующих и контрольных функций.

На государственном уровне следует обязать компании (ООО, ОАО, АК, холдинги и пр.):

- разработать на период до 2020 г. план технического перевооружения предприятий;
- выполнить мониторинг источников выбросов вредных и парниковых газов, накопленных и текущих техногенных отходов производства и вторичных энергетических ресурсов;
- определить потребность в сырье и энергетических ресурсах, исходя из условий использования техногенных отходов и вторичных ресурсов;
- разработать планы мероприятий по максимальному снижению выбросов до 2020 г.;
- определить потребность в инвестициях на эти цели и сроки реализации инновационных проектов и ресурсосберегающих мероприятий;
- установить госконтроль за осуществлением плановых мероприятий в согласованные сроки и целевым расходованием средств.

Проведение энергосберегающей политики в области пирометаллургии, разработка и реализация энерго-экологосберегающих технологий и агрегатов возможны только на основе теоретических представлений, базирующихся на фундаментальных науках, таких как математика, теплофизика, термодинамика и гидродинамика. В связи с этим одной из важнейших задач, решаемых научной школой металлургов-теплотехников, является развитие теплофизики процессов, теории тепломассообмена применительно к металлургическим технологиям. На государственном уровне заинтересовать компании в реальной поддержке отечественных ведущих научных школ в области ресурсо-энергосбережения в

промышленности (в частности, в металлургии). В противном случае не только развитие, но и сохранение отечественных ведущих научных школ, а также подготовка необходимого квалифицированного научного, инженерно-технического и производственного персонала, способного решать проблемы ресурсо-энергосбережения в России, станет проблематичным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стратегия развития металлургической промышленности Российской Федерации на период до 2020 г. Приказ Министра промышленности и энергетики Российской Федерации № 150 от 18.03.2009 г.
2. Лисин В.С. Стратегические ориентиры экономического развития черной металлургии в современных условиях. – М.: Экономика, 2005. – 404 с.
3. Юзов О.В., Седых А.М., Афонин С.З. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2005. № 4. С.3 – 11.
4. Юзов О.В., Седых А.М., Афонин С.З. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008. № 2. С. 67 – 73.
5. Юсфин Ю.С. //Сталь. 2010. № 4. С.12 – 13.
6. Юсфин Ю.С. Металлургия чугуна. – М.: ИКЦ «Академнига», 2004. – 774 с.
7. Савчук Н.А., Курунов И.Ф. Доменное производство на рубеже XXI века. – М.: ОАО «Черметинформация», 2000. – 42 с.
8. Курунов И.Ф. //Металлург. 2010. № 2. С. 69 – 77.
9. Ярошенко Ю.Г., Гордон Я.М., Ходоровская И.Ю. Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии черной металлургии. – Екатеринбург: ОАО «УИПЦ», 2012. – 670 с.
10. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург : УрФУ, 2011. – 462 с.
11. Казяев М.Д., Казяев Д.М., Вохмяков А.М. Современные направления энергосбережения в нагревательных печах. // Тр. IV Междунар. конгресса «Новые направления в области теплотехнического строительства. Конструкции, технологии, материалы. Энергосбережение, экология и промышленная безопасность». – М.: 2013. С. 40 – 60.
12. Дружинин Г.М., Лошкарев Н.Б., Ашихмин А.А. и др. // Сталь. 2010. № 3. С. 71 – 74.
13. Дружинин Г.М., Барташ М.Р., Леонтьев В.А., Мартынов А.П. Основы методологии модернизации конструкций режимов работы нагревательных и термических печей. // Сб. докладов научно-технической конференции. – Екатеринбург: ОАО «ВНИИМТ», 2010. – 366 с.

© 2014 г. Г.М. Дружинин, Л.А. Зайнуллин, М.Д. Казяев,
Н.А. Спирин, Ю.Г. Ярошенко
Поступила 25 сентября 2013 г.

А.А. Хилько, Л.М. Симонян, И.В. Глинская, А.Э. Теселкина

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ОСОБЕННОСТИ ИЗУЧЕНИЯ СОСТАВА ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЫЛИ

Аннотация. Определен элементный состав электросталеплавильной пыли методами атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой, инфракрасно-абсорбционным и гравиметрическим. На основе этих данных проведен пересчет элементного состава на оксидный и получено содержание кислорода в составе пыли. Для идентификации более сложных соединений проведена реконструкция состава пыли по программе Terra.

Ключевые слова: электросталеплавильная пыль, состав пыли, анализ, реконструкция, программа Terra.

A.A. Khilko, L.M. Simonyan, I.V. Glinskaya, A.E. Teselkina

National University of Science and Technology "MISIS"

FEATURES OF STUDY COMPOSITION OF THE ELECTRIC STEEL DUST

Abstract. The elemental composition of EAF steel dust has been determined by following techniques atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma-infrared, absorption method and gravimetric method. Based on these data elemental composition has been converted to oxide composition and oxygen content in the dust has been obtained. In order to identify more complex compounds the reconstruction of composition of the dust has been performed with using program Terra.

Keywords: EAF dust, features of dust, analysis, reconstruction, program Terra.

E-MAIL: aakhilko01@gmail.com

В дуговых сталеплавильных печах (ДСП) образование пыли может достигать до 26 кг на 1 т стали. В России производится около 70 млн т стали в год, в том числе 20 млн т электростали. Накопление пыли электросталеплавильного производства составляет 400 тыс. т в год, что требует разработки и внедрения технологических процессов утилизации в промышленных масштабах.

Присутствие в пыли цинка, свинца и других цветных металлов затрудняет ее возврат в черную металлургию. В настоящее время в ряде стран разработаны и реализованы различные технологии извлечения цинка и свинца из пыли металлургического производства, однако эти технологии ориентированы на переработку пыли определенного состава, тогда как электросталеплавильная пыль даже в пределах одного предприятия может иметь переменный химический состав, зависящий от многочисленных факторов [1], в том числе:

- состава загружаемых в печь материалов;
- интенсивности продувки ванны кислородом;
- технологических процессов по периодам плавки;
- состава выплавляемых сталей.

Поскольку выбор технологии переработки пыли в основном зависит от того, в каком количестве и в виде каких соединений находятся извлекаемые элементы, то

в первую очередь возникает необходимость установления ее химического и фазового состава. Анализ состава пыли затруднен из-за того, что элементы могут входить в сложные химические соединения, иногда один и тот же элемент может входить в состав разных соединений. Даже в наиболее простых случаях, когда пыль состоит только из оксидов, возникает вопрос о степени их окисленности. Картина еще более усложняется, если в составе пыли находятся сложные соединения: карбонаты, силикаты, ферриты и т.д.

Как правило, многие методы ориентированы на элементный анализ и не позволяют определять оксидный или вещественный состав пыли. Поэтому в первом приближении делается элементный анализ пыли с последующим пересчетом на оксидный состав при предположении, что большая часть металлов входит в ее состав в виде оксидов.

Исследования последних лет [2] свидетельствуют о том, что доля оксидов в электросталеплавильной пыли составляет около 90 %. Для более точного анализа состава пыли все чаще используются более сложные аналитические и расчетные методы. В работе определены возможные химические соединения в электросталеплавильной пыли на основе элементного анализа.

Определение элементного состава электросталеплавильной пыли

Объектом исследования служила пыль электросталеплавильного производства Череповецкого металлургического комбината (ЧерМК). Выбор методов анализа обусловлен перечнем элементов, содержание которых необходимо было определить. Для установления элементного состава пыли использовали:

- атомно-эмиссионную спектрометрию с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) для определения Fe, Zn, Pb, Ca, Mn, Cr, Al, K, Cu, As, Mg, Na, Ni, P, Ti и V;
- инфракрасно-абсорбционный метод для определения C и S;
- гравиметрический метод для определения SiO₂.

Атомно-эмиссионный анализ пыли проводили на спектрометре iCAP 6300 фирмы Thermo Electron Corporation, США. АЭС-ИСП является высокочувствительным, многоэлементным экспрессным методом анализа, позволяющим получать воспроизводимые и точные результаты за счет использования безэлектродного высокочастотного индукционного разряда в аргоне в качестве источника возбуждения спектра. При использовании АЭС-ИСП пробы вводят в разряд в виде аэрозолей растворов. Разряд ИСП обладает хорошей временной и пространственной стабильностью, высокой температурой, обеспечивающей эффективную атомизацию и возбуждение поступающего в него анализируемого раствора. Проведение анализа проб из их растворов позволяет значительно упростить калибровку спектрометра благодаря использованию государственных стандартных образцов состава растворов. Для растворения анализируемой пробы пыли массой 0,1 г использовали 10 см³ смеси хлороводородной и азотной кислот (3:1) с последующей обработкой 10 см³ смеси хлорной и фтороводородной кислот (1:1) при нагревании. Полученный раствор переводили в колбу вместимостью 1 дм³, доводили деионизованной водой до метки и анализировали на спектрометре.

Анализ пыли на содержание C и S проводили инфракрасно-абсорбционным методом на газоанализаторе CS-230IH фирмы LECO, США. Определение C и S основано на сжигании навески пробы в токе кислорода в присутствии специальных плавней при температуре 1700 °С и определении количества образовавшихся оксида углерода (CO₂) и оксида серы (SO₂) путем измерения поглощенного ими инфракрасного излучения. Навески пробы пыли массой 0,02 – 0,10 г помещали в корундовые тигли, в каждый тигель добавляли по 1,0 г железных чипсов и по 1,5 г плавня (сплав W–Sn) и сжигали на газоанализаторе в указанных выше условиях.

Гравиметрический метод был применен для анализа пыли на содержание SiO₂. Пробу пыли растворяли в указанных выше условиях, но без использования фто-

роводородной кислоты. Полученный раствор отфильтровывали, фильтр с осадком сжигали в муфельной печи при 900 °С в течение 1 ч и измеряли массу прокаленного осадка SiO₂.

Результаты химического анализа электросталеплавильной пыли ЧерМК приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что содержание железа в пыли составляет 25 %, цинка 12 %, свинца 2 %, кальция 4,3 %, марганца 2,3 %, магния 1,5 %. В пыли оказалось большое количество углерода (7,9 %), серы (1,6 %) и кремнезема (13,5 %).

Поскольку метод не позволяет определять кислород в пыли, его содержание определяли расчетным путем (в первом приближении приняли, что все элементы находятся в виде оксидов). Расчет основан на реакциях окисления компонентов в соответствии со стехиометрическими коэффициентами, взятыми из литературных источников [3]. Например, железо окисляется до магнетита¹ по реакции

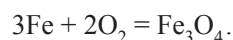


Таблица 1

**Результаты химического анализа
исходной пыли, % (по массе)**

Определяемый элемент (компонент)	Метод анализа	Содержание, % (по массе)
Fe	Атомно-эмиссионный с индуктивно-связанной плазмой	24,9 ± 0,7
Zn		12,0 ± 0,4
Pb		2,1 ± 0,1
Ca		4,3 ± 0,2
Mn		2,3 ± 0,1
Mg		1,5 ± 0,1
K		1,1 ± 0,1
Na		1,1 ± 0,1
Al		0,57 ± 0,05
Cr		0,23 ± 0,02
Cu		0,15 ± 0,02
P		0,10 ± 0,01
Ti		0,060 ± 0,006
As		0,05 ± 0,01
Ni		0,035 ± 0,007
V		0,016 ± 0,002
C	Инфракрасно-абсорбционный	7,9 ± 0,4
S		1,6 ± 0,1
SiO ₂	Гравиметрический	13,5 ± 0,5

¹ Железо может присутствовать и в виде FeO и Fe₂O₃.

На 3 моля железа потребуется 2 моля O_2 или 64 г O_2 , а на окисление 24,85 г Fe (см. табл. 1) потребуется кислорода

$$m(O_2) = \frac{24,85 \cdot 64}{168} = 9,47.$$

При этом образуется оксид железа Fe_3O_4 в количестве

$$m(\text{окс.}) = 24,85 + 9,47 = 34,32 \text{ г.}$$

Расчет для остальных оксидов проводился аналогично. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Поскольку сера и углерод образуют летучие оксиды, сделано предположение, что они присутствуют в пыли в других соединениях. Небольшая доля серы и углерода может находиться в частичках пыли в растворенном виде, однако при таких больших концентрациях (1,6 и 7,9 %) более вероятно, что они образуют сульфиды, сульфаты, карбиды, карбонаты и другие соединения. Углерод может находиться также в свободном виде, в виде графита.

Таблица 2

Расчетный оксидный состав пыли, % (по массе)

Реакция	Содержание, % (по массе)		
	определяемый элемент	кислород в оксиде	оксид
$3Fe + 2O_2 = Fe_3O_4$	24,90	9,42	34,32
$Zn + 1/2O_2 = ZnO$	12,00	2,95	14,95
$Pb + 1/2O_2 = PbO$	2,10	0,16	2,26
$Si + O_2 = SiO_2$	6,28	7,17	13,45
$Ca + 1/2O_2 = CaO$	4,30	1,72	6,02
$2Mn + 3/2O_2 = Mn_2O_3$	2,30	0,93	3,23
$Mg + 1/2O_2 = MgO$	1,50	1,00	2,50
$2K + 1/2O_2 = K_2O$	1,10	0,18	1,28
$2Na + 1/2O_2 = Na_2O$	1,10	0,38	1,48
$2Al + 3/2O_2 = Al_2O_3$	0,57	0,51	1,08
$2Cr + 3/2O_2 = Cr_2O_3$	0,23	0,11	0,34
$Cu + 1/2O_2 = CuO$	0,15	0,04	0,19
$4P + 5O_2 = 2P_2O_5$	0,10	0,13	0,23
$Ti + O_2 = TiO_2$	0,06	0,04	0,10
$2As + 3O_2 = 2As_2O_3$	0,05	0,02	0,07
$Ni + 1/2O_2 = NiO$	0,035	0,01	0,044
$2V + 5/2O_2 = V_2O_5$	0,016	0,013	0,029
C*	7,90	—	7,90
S*	1,60	—	1,60
Сумма	66,29	24,78	91,07

C*, S* – сделано предположение, что данные элементы присутствуют в пыли не в оксидной форме.

Фазовый анализ исследуемой пыли

Для определения указанных веществ в пыли использовали рентгенофазовый анализ на приборе ДРОН-4-07. Наряду с оксидами (ZnO , Mn_3O_4 , Fe_3O_4 , SiO_2), идентифицированы соединения $ZnFe_2O_4$, $ZnMnFeO_4$ (франклинит), Fe_2CuO_4 , $CuFe_5O_8$ и графит. Соединения серы и углерода не были обнаружены, что может быть связано с ограниченными возможностями метода и прибора. Одной из причин может быть и то, что соединения указанных элементов в пыли имеют аморфную структуру.

Реконструкция состава пыли с использованием программы Terra

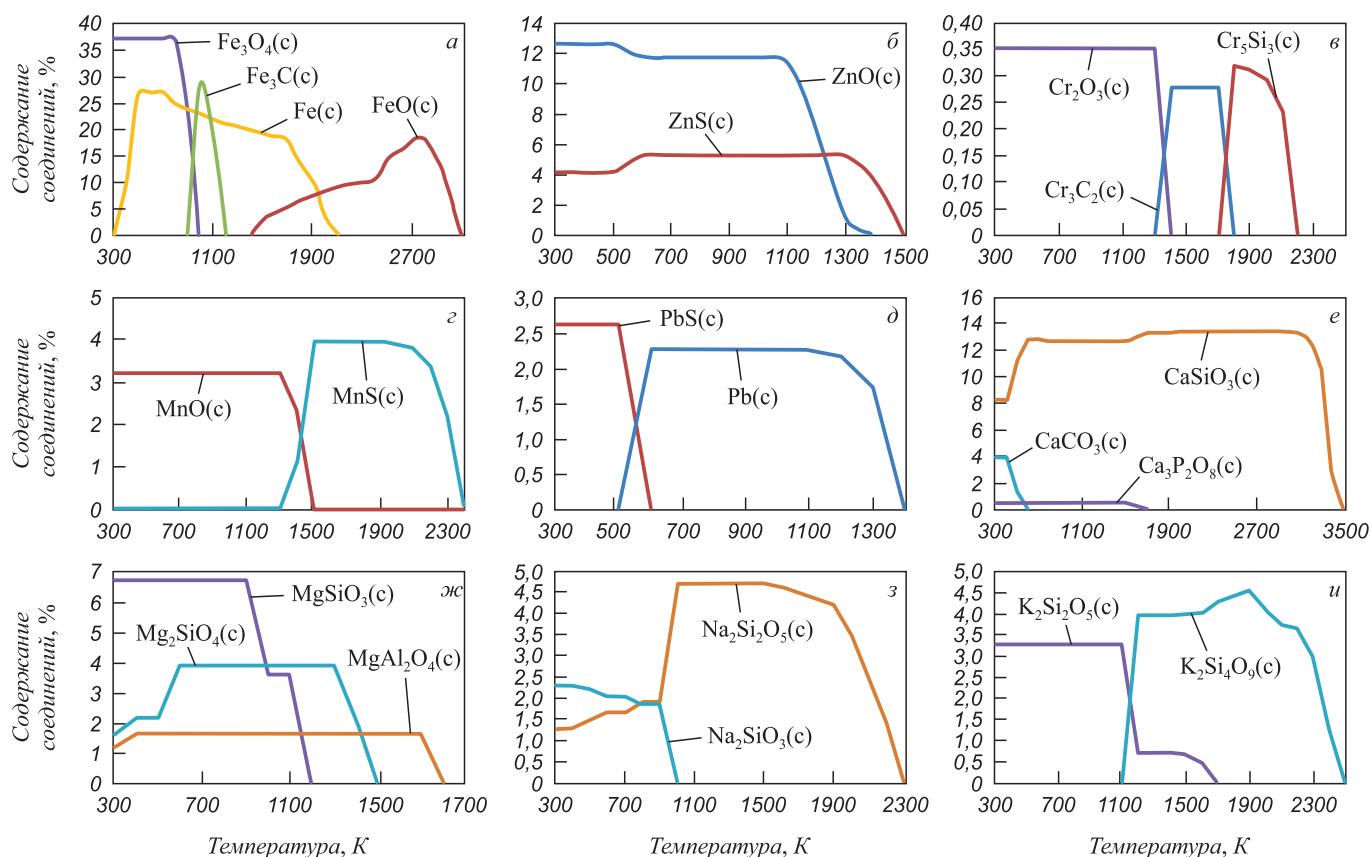
Возможное наличие сложных соединений в составе электросталеплавильной пыли, в том числе серы и углерода, определяли расчетным путем с использованием программы Terra, предназначенной для моделирования фазового и химического равновесия многокомпонентных систем [4].

В качестве исходных данных для расчета использовали среднее значение состава из табл. 1 и расчетное значение кислорода 24,78 % (см. табл. 2). Расчеты проводили для температурного интервала 300 – 3000 К.

Сделано предположение, что основная часть пыли формируется в высокотемпературной зоне под дугами (<3000 К), и проходя через газоход к рукавным фильтрам, где она улавливается, постепенно охлаждается до температуры 300 К. Частично пыль формируется из брызг металла при разрыве пузырей CO на поверхности расплава, и проходя температурную зону 1800 – 1900 К в газоход, также охлаждается до температуры уловленной пыли. В процессе охлаждения в частицах пыли могут происходить химические и фазовые превращения, поскольку меняется температура и состав отходящих газов.

Небольшая часть пыли формируется из сыпучих материалов, подаваемых в печь. Несмотря на столь сложную картину процесса формирования уловленной пыли, моделирование позволяет оценить возможное присутствие сложных соединений в составе пыли и определить, в состав каких сложных соединений могут входить сера и часть углерода.

Из рисунка видно, что состав дисперсной (конденсированной) фазы существенно зависит от температуры. Если предположить, что анализируемая пыль сформировалась равномерно на протяжении всей плавки, то с учетом наличия существенного градиента температуры в пространстве печи можно ожидать, что уловленная пыль содержит частички из разных температурных зон, т.е., наряду с оксидами железа (Fe_3O_4), хрома (Cr_2O_3), марганца (MnO), цинка (ZnO), образовавшимися в низкотемпературных зонах, в составе пыли возможно присутствие Fe_3C , Cr_3C , MnS и ZnS, которые образуются при более высоких температурах и могут сохраниться без изменений при неравновесном охлаждении. Сви-



Моделирование состава электросталеплавильной пыли:

а – соединения железа; б – соединения цинка; в – соединения хрома; г – соединения марганца; д – соединения свинца; е – соединения кальция; ж – соединения магния; з – соединения натрия; и – соединения калия

нец в изученных условиях вероятнее всего находится в пыли в виде сульфида PbS.

Еще более сложная картина наблюдается в поведении шлакообразующих компонентов. Из рисунка видно, что кальций и магний могут присутствовать в пыли в виде силикатов CaSiO_3 , MgSiO_3 , MgSiO_4 , а также в небольших количествах в виде алюминатов (MgAl_2O_4) и карбонатов (CaCO_3). Возможно также наличие в малых количествах сульфида кальция (CaS). Что касается калия и натрия, то они в основном образуют силикаты, и лишь в узком температурном интервале возможно образование карбоната натрия (Na_2CO_3).

Полученные результаты позволяют оценить распределение элементов по различным соединениям (фазам). Так, оценка на основе элементного анализа (см. табл. 1) и компьютерного моделирования (см. рисунок) позволяет сделать вывод о том, что 79 % цинка находится в пыли в виде оксида, 21 % в виде сульфида, а свинец практически целиком находится в виде сульфида. Но такая оценка возможна только в том случае, если все компоненты находятся в пространстве печи одновременно. В реальных условиях процессы испарения различных компонентов могут быть разделены во времени.

Следовательно для того, чтобы можно было количественно оценить содержание тех или иных веществ в составе электросталеплавильной пыли, необходимо

отбор проб на химический анализ проводить отдельно по технологическим периодам.

На основе результатов расчета по программе Тегга составлена табл. 3, в которой приведены соединения, присутствие которых возможно в электросталеплавильной пыли. Содержание некоторых соединений малы ($\text{CaTiO}_3 < 0,2 \%$, $\text{Mg}_2\text{TiO}_4 < 0,2 \%$, $\text{CaO} < 0,2 \%$, $\text{FeS} < 0,06 \%$), поэтому на рисунке они отсутствуют.

Выводы. Электросталеплавильная пыль характеризуется сложным многокомпонентным составом, меняющимся в зависимости от технологии выплавки стали. Для выбора направления ее переработки требуется знание состава. Сложность изучения состава электросталеплавильной пыли заключается в необходимости использования нескольких методов анализа – химических и физических, элементных и фазовых.

Рентгенофазовый анализ не дает возможности получения данных для многих фаз, так как чувствительность и возможности данного метода недостаточны. Используя результаты элементного метода анализа, по программе Тегга проведено моделирование фазового состава электросталеплавильной пыли.

Изучение и моделирование состава электросталеплавильной пыли осложняется содержанием в ней компонентов, образовавшихся как в высокотемпературных зонах, так и внесенных с шихтовыми материалами. По-

Таблица 3

**Реконструкция состава электросталеплавильной пыли ($T = 300$ К)
(соединения, присутствие которых возможно в электросталеплавильной пыли)**

Основной элемент	O	Al	P	Ti	C		S	Si	
	оксиды	алюминаты	фосфаты	титанаты	карбиды	карбонаты	сульфиды	силикаты	силициды
Fe	FeO Fe ₃ O ₄				Fe ₃ C		FeS		
Zn	ZnO						ZnS		
Pb							PbS		
Ca	CaO		Ca ₃ (PO ₄) ₂	CaTiO ₃		CaCO ₃		CaSiO ₃	
Mn	MnO						MnS		
Cr	Cr ₂ O ₃				Cr ₃ C ₂				Cr ₅ Si ₃
Mg		MgAl ₂ O ₄		MgTi ₂ O ₅ Mg ₂ TiO ₄				MgSiO ₃ Mg ₂ SiO ₄	
K								K ₂ Si ₂ O ₅ K ₂ Si ₄ O ₉	
Cu							Cu ₂ S		
Na								Na ₂ SiO ₃ Na ₂ Si ₂ O ₅	
Ni							Ni ₃ S ₂		
V	V ₂ O ₃								
Al	Al ₂ O ₃							Al ₂ SiO ₅	
Ti	TiO ₂								
Si	SiO ₂								

этому требуется совместное использование элементного и фазового анализов с моделированием состава по программе Terra.

Моделирование состава электросталеплавильной пыли, проведенное на основе усредненного элементного состава, свидетельствует о том, что электросталеплавильная пыль, наряду с оксидами, может содержать сульфиды, карбиды, силикаты, алюминаты, карбонаты металлов, входящих в состав шихтовых материалов. Более детальную характеристику пыли можно получить при раздельном отборе проб по технологическим периодам.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ioana A., Bălescu C.F. // International Environmental Technology. 2009. Vol. 19. Issue 2. March/April.
2. Стовпченко А.П., Камкина Л.В., Пройдак Ю.С. и др. // Электрометаллургия. 2009. № 8. С. 29 – 36.
3. Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. / Пер с англ. – М.: Metallurgy, 1985. – 344 с.
4. Трусов Б.Г. Программная система «Терра» для моделирования фазового и химического равновесия. // Тр. XXIV Междунар. конф. по химической термодинамике. – С.-Петербург: 2002.

© 2014 г. А.А. Хилько, Л.М. Симонян,
И.В. Глинская, А.Э. Теселкина
Поступила 21 октября 2013 г.

*Е.В. Ширяева¹, Г.С. Подгородецкий¹, Т.Я. Малышева¹,
В.Б. Горбунов¹, А.В. Заводяный², А.Н. Шаповалов²*

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Новотроицкий филиал

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЩЕЛОЧНОГО КРАСНОГО ШЛАМА НА СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ АГЛОМЕРАТА ИЗ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ОАО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ»

Аннотация. Установлено влияние низкощелочного красного шлама на минералогический состав и физико-механические свойства агломератов из руд железистых кварцитов ОАО «Уральская Сталь». На стадии грануляции добавка тонкодисперсной массы низкощелочного красного шлама изменяет соотношение мелкой и крупной фракции шихты в сторону увеличения крупной. Рост прочности и снижение истираемости агломератов происходит за счет замены в их составе силикатных связей на ферритные.

Ключевые слова: красный шлам, агломерация, отходы, аглошаша, аглошихта, исследование микроструктуры, низкощелочной красный шлам, прочность на удар, истираемость, ферритная связка, силикатная связка.

*E.V. Schiryaeva¹, G.S. Podgorodetskiy¹, T.Ya. Malysheva¹,
V.B. Gorbunov¹, A.V. Zavodyaniy², A.N. Schapovalov²*

¹ National University of Science and Technology “MISIS”

² National University of Science and Technology “MISIS”, Novotroitsk branch

INFLUENCE OF LOW ALKALINE RED MUD ON THE PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF THE AGGLOMERATES FROM THE CHARGE MATERIALS JSC “URAL STEEL”

Abstract. The influence of a low alkaline red mud on the mineralogical composition and physico-mechanical properties of the sinter of banded iron ore JSC “Ural Steel” is determined. Additive of fine low alkaline red mud in step batch pelletizing changes the ratio of fine and coarse fractions charge upwards large. The growth of strength and reduced abrasion of the sinter is due to the change in the composition of the silicate bond on ferritic bond.

Keywords: red mud, sintering, residues, sinter pot, sinter burden, microstructural examination, low-alkali red mud, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

E-MAIL: shiryaevaelena1@gmail.com

Спекание железорудной аглошихты в процессе термической обработки завершается при прочих равных условиях получением кускового продукта определенного минерального состава, макро- и микроструктуры [1 – 3]. Окислительно-восстановительные условия процесса производства железорудного агломерата предполагают возможность получения готового продукта различного минералогического состава с заранее заданными металлургическими свойствами. Кроме того, одним из методов решения задач повышения качества агломерата является использование различных железосодержащих добавок в агломерационную шихту. Среди добавок, влияющих на физико-механические свойства агломератов, долгое время представляли интерес красные шламы, которые являются отходами глиноземного производства, образующимися при переработке бокситов. Однако отсутствие единого мнения по поводу их влияния на свой-

ства агломератов и высокое содержание в их составе оксидов натрия и калия, до 4 – 6 % (по массе), определило отсутствие к настоящему времени разработанных способов их утилизации в черной металлургии [4, 5].

Тем не менее, особенностью красных шламов является их тонкодисперсная микроструктура, способная значительно активировать процессы твердофазного спекания железосодержащих аглошихт. Дисперсная масса содержит в своем составе, кроме гематита, большое количество нерудных компонентов в виде оксидов кремния, кальция, алюминия, титана и щелочей Na₂O и K₂O, являющихся расплавообразующими компонентами шихты.

С учетом минералообразующих возможностей красных шламов в настоящей работе с целью повышения прочностных свойств агломератов были использованы так называемые низкощелочные красные шламы (НКШ), полученные путем обработки обычного крас-

ного шлама Уральского алюминиевого завода известковым молоком в реакторе проточного типа при температуре 80 °С. Химический состав низкощелочного красного шлама приведен в ниже, % (по массе):

Fe ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	TiO ₂	P ₂ O ₅	ППП
36,8	7,9	21,9	10,8	0,8	0,15	0,85	3,8	0,75	2,8

В настоящей работе приводятся результаты изучения влияния добавок НКШ на минералогический состав и физико-механические свойства офлюсованного агломерата, полученного из промышленной шихты ОАО «Уральская Сталь», в составе которой преобладают аглоруды и концентраты тугоплавких железистых кварцитов Михайловского и Лебединского горно-обогатительных комбинатов (табл. 1).

Опытные спекания агломерата проведены на базе аглодоменной лаборатории ОАО «Уральская Сталь» на аглочае диаметром 210 мм, высота слоя – 300 мм, разряжение – 450 мм вод. ст. В опытных спеканиях основность шихты (CaO/SiO₂) поддерживалась равной 1,65, что соответствовало текущей основности промышленного агломерата. Добавка в аглошихту низкощелочного красного шлама в опытах менялась от 1 до 7 % с ша-

гом 2 %. Спекания выполнены при постоянном составе рудной части шихты, % (по массе): 57 Михайловского концентрата; 29 Бакальской аглоруды; 2,3 окалины; 3,3 мелочи брикетов; 1,3 колошниковой пыли; 5 отсева агломерата; 2,1 собственного шлама КОШ; 28 возврата.

Поскольку газодинамику процесса спекания агломерата определяет макро- и микроструктура окомкованной шихты, предварительно был проведен анализ влияния НКШ на процесс окомкования аглошихты методом рассева на фракции +5; 2,5 – 5; –2,5 мм. При этом установлено, что с увеличением количества добавки НКШ снижается содержание мелкой фракции (–2,5 мм) и растет содержание крупных фракций (табл. 2).

В качестве интегрального показателя степени окомкования шихты использован среднегармонический диаметр гранул d_g , рассчитанный по данным рассева [6]:

$$d_g = \frac{1}{\sum_i \frac{1}{d_i} \frac{q_i}{\sum q_i}}; d_i = \frac{d_- + d_+}{2},$$

где q_i – содержание частиц i -й фракции, доли ед.; d_i – диаметр i -й фракции, мм; d_- , d_+ – нижний и верхний размер гранул фракции, мм

Таблица 1

Химический состав шихтовых материалов, % (по массе)

Наименование сырья	Fe	FeO	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	S	P ₂ O ₅	TiO ₂	Na ₂ O	K ₂ O	ППП
Аглоруда Бакальская	30,20	35,61	3,58	6,58	4,22	1,90	11,40	0,93	0,17	0,06	0,12	0,12	0,42	34,53
Аглоруда Михайловская	53,20	8,46	66,60	14,80	1,73	1,27	0,54	0,06	0,42	0,04	0,07	0,11	0,02	4,79
Шлам КОШ	59,20	22,47	59,60	6,00	4,90	0,44	0,93	0,23	0,18	0,05	0,03	0,15	0,10	5,22
Концентрат ЛебГОКа	67,90	28,44	65,40	4,20	0,45	0,30	0,58	0,04	0,06	0,03	0,03	0,12	0,04	0
Отсев окатышей Михайловского ГОКа	63,00	1,21	88,70	9,10	0,69	0,17	0,48	0,02	0,01	0,05	0,02	0	0	0
Отсев агломерата (возврат)	52,40	10,70	62,97	8,30	13,70	0,83	1,95	0,21	0,05	0,05	0,04	0,12	0,11	0
Мелочь брикетов	83,00	21,34	0	5,60	1,50	1,00	0,77	0,05	0,02	0,04	0,14	0,16	0,05	1,20
Колошниковая пыль	35,70	11,97	37,70	8,85	9,00	1,20	2,10	0,22	0,28	0,05	0,06	0,15	0,52	26,72
Окалина	60,70	48,43	32,90	2,14	0,72	0,60	0,70	0,80	0,03	0,03	0,04	0,13	0,03	0
Известняк	1,30	0	1,84	0,90	53,80	0,19	0,42	0	0,01	0,05	0,00	0,10	0,03	42,05
Красный шлам низкощелочной	25,76	0	36,80	7,90	21,90	10,80	0,80	0,27	1,12	0,75	3,80	0,85	0,15	13,50

Таблица 2

Гранулометрический состав окомкованной шихты, % (по массе)

Фракция, мм	Шихта					
	База	1 % НКШ	3 % НКШ	5 % НКШ	7 % НКШ	15 % НКШ
+ 5	38,5	41,3	42,5	49,5	43,7	53,4
2,5 – 5	30,8	36,6	43,3	39,2	47,7	42,5
–2,5	30,6	22,0	14,1	11,2	8,4	4,1

Результаты расчета эквивалентного диаметра гранул (d_3) шихты с различным количеством красного шлама подтверждают тенденцию увеличения степени окомкования исходной шихты с ростом количества добавляемого НКШ (рис. 1).

В результате спекания аглошихты с различным содержанием НКШ были получены агломераты, в химическом составе которых при незначительном колебании основности от 1,5 до 1,9 с ростом количества НКШ в

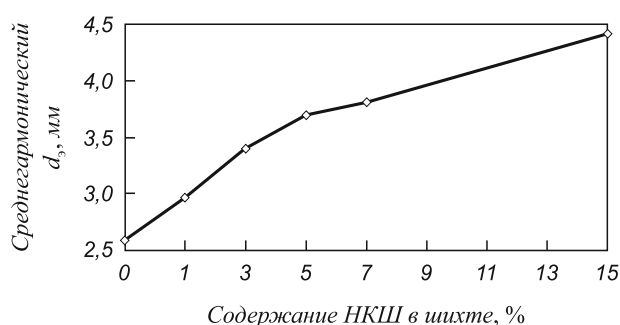


Рис. 1 Изменение эквивалентного диаметра гранул шихты с увеличением количества красного шлама в аглошихте, %

агломератах снижалось содержание железа от 52,2 до 49,1 % (по массе). При этом возрастала доля расплавообразующих компонентов: оксидов кальция, алюминия, титана и магния при постоянном содержании оксида кремния (табл. 3).

Для определения прочностных свойств агломератов с различным содержанием низкощелочного красного шлама в шихте проводился отбор проб согласно ГОСТ 26136-84. Анализ рассева спеченного агломерата после трехкратного сбрасывания свидетельствовал об увеличении в составе готовой продукции количества крупной фракции (+40 мм) и снижении мелкой (–5 мм) (табл. 4).

Барабанную прочность и истираемость определяли по ГОСТ 15137-77. Результаты барабанных испытаний представлены в табл. 5 и проиллюстрированы на рис. 2.

Полученные результаты физико-механических свойств агломератов с добавкой низкощелочных красных шламов свидетельствуют о положительной роли НКШ в процессе упрочнения агломератов.

Для определения эволюции минерального состава агломерата с различными добавками НКШ, после окончания процесса спекания и охлаждения вручную

Таблица 3

Химический состав агломерата с добавками НКШ, % (по массе)

Агломерат	Fe _{общ}	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	TiO ₂	S	P ₂ O ₅	Основность
Базовый	52,2	11,4	8,6	0,96	13,9	1,63	0,06	0,04	0,06	1,6
1 % НКШ	53,5	10,9	8,6	0,83	13,1	1,93	0,08	0,02	0,05	1,5
3 % НКШ	51,7	8,56	8,3	0,96	14,3	2,2	0,13	0,03	0,06	1,7
5 % НКШ	50,9	9,67	8,8	1,14	14,7	1,76	0,2	0,03	0,07	1,7
7 % НКШ	49,1	11,3	8,3	1,26	15,4	1,7	0,21	0,03	0,07	1,9

Таблица 4

Рассев спеченного агломерата, % (по массе)

Фракция, мм	Агломерат				
	База	1 % НКШ	3 % НКШ	5 % НКШ	7 % НКШ
+40	30,4	38,5	50,8	39,1	48,2
20 – 40	18,5	18,4	12,4	19,9	13,3
10 – 20	17,2	19,6	15,8	19,7	14,9
5 – 10	12,4	7,9	7,9	8,3	9,1
–5	21,6	15,6	13,2	13,0	14,6

Таблица 5

Механические свойства агломерата с добавками НКШ, % (по массе)

Фракция, мм	Агломерат				
	База	1 % НКШ	3 % НКШ	5 % НКШ	7 % НКШ
+5	61,62	63,5	66,1	74,3	69,1
–0,5	7,6	7,9	6,6	4,3	5,8

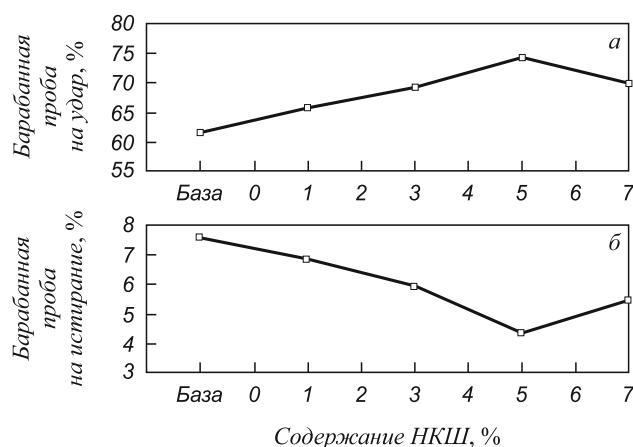


Рис. 2 Механические свойства агломерата после испытаний по ГОСТ 15137-77:

a – прочность на удар после барабанного испытания агломерата, %;
б – прочность на истирание после барабанного испытания агломерата, %

отбирались пробы преимущественно из нижних слоев аглопира, где глубина взаимодействия компонентов шихты была максимальной.

Оптический анализ минерального состава и микроструктуры агломератов исследован с помощью микроскопа фирмы Carl Zeiss. Состав и количество железосодержащих фаз определены методом мессбауэровской спектроскопии. Для получения мессбауэровских спектров использовался спектрометр MS-1104 Em.

В составе базового агломерата рудная фаза представлена магнетитом Fe_3O_4 , связкой магнетитовых кристаллов является стеклофаза. Практически все исследованные образцы базового агломерата представляют собой двухфазную минеральную систему: магнетит – силикатная связка (рис. 3). Исключение представляют продукты частичного разрушения крупных фракций

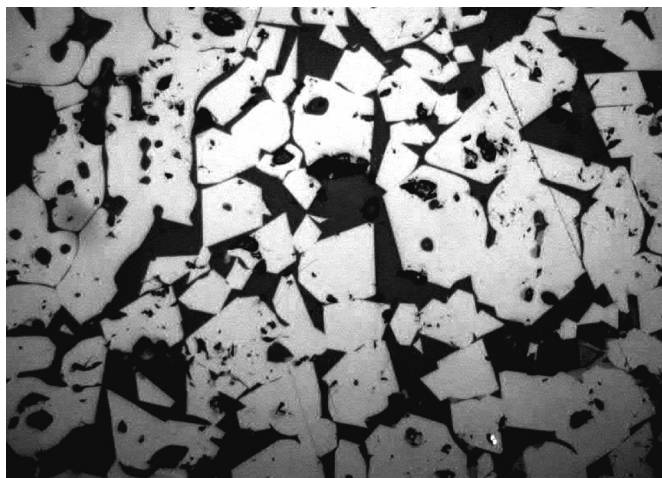


Рис. 3 Микроструктура базового агломерата. Магнетит – белый*, стеклофаза – серая. Отраженный свет, $\times 500$.

* Во всех исследованных шлифах кристаллы магнетита имеют белый цвет

шихты, где, например, на месте флюса сохраняется плотная композиция кристаллов полукальцевого феррита CaFe_4O_7 с двукальциевым силикатом Ca_2SiO_4 , появившаяся на стадии твердофазного спекания.

При добавлении в аглошихту 1 % НКШ меняется только состав и микроструктура стеклофазы. В ее объемах появляются мелкие кристаллы ферритной фазы, образовавшиеся при охлаждении железосиликатного расплава. В силикатной связке отсутствуют контакты феррита с магнетитом, поэтому носителем прочности агломерата остается стеклофаза, армированная игольчатыми кристаллами феррита (рис. 4).

Увеличение в составе аглошихты низкощелочного красного шлама до 3 % заметно меняет направление минералообразования агломерата в целом. Агломерат превращается в трехкомпонентную минеральную композицию, состоящую из магнетита, феррита и стеклофазы. Меняется роль ферритной фазы. Ее пластинчатые кристаллы, образовавшиеся на контакте магнетита с железосиликатным расплавом, становятся основной связкой рудных зерен. Количество остаточного расплава в виде стеклофазы наблюдается в петлях ферритных кристаллов (рис. 5).

Микроструктура агломератов принципиально меняется при увеличении в их составе НКШ до 5 и 7 %. В этом случае нерудные компоненты низкощелочного красного шлама становятся определяющими в процессе расплавообразования в зонах жидкофазного спекания агломерата. В расплаве увеличивается количество силикатообразующих компонентов шихты. На стадии охлаждения агломерата на контакте железосиликатного расплава и окисляющихся с поверхности зерен магнетита зарождаются и растут кристаллы алюмосиликоферритной фазы, выполняя в этом случае роль связки рудных зерен (рис. 6, *a*).

Соотношение магнетита, алюмосиликоферрита и стеклофазы в объемах агломератов с 5 и 7 % НКШ зависит от состава и структуры гранулированных объемов шихты. Однако во всех исследованных образцах агло-



Рис. 4 Микроструктура агломерата с добавкой 1 % НКШ. Стеклофаза – серая, игольчатые кристаллы феррита – светлосерые. Отраженный свет, $\times 500$

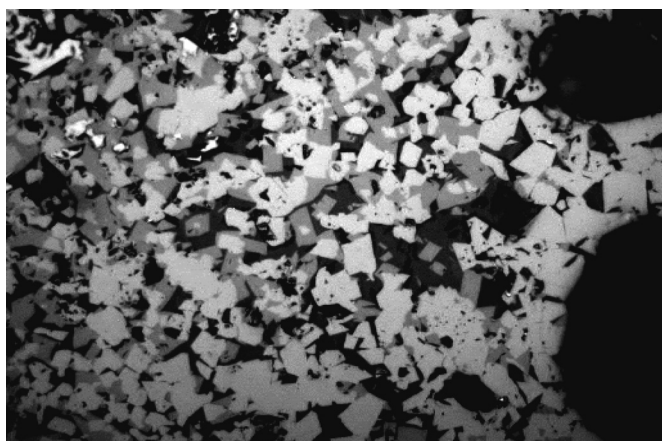


Рис. 5 Микроструктура агломерата с добавкой 3 % НКШ. Ферриты – светлосерые пластинчатые кристаллы, стеклофаза – темносерые. Отраженный свет, $\times 500$

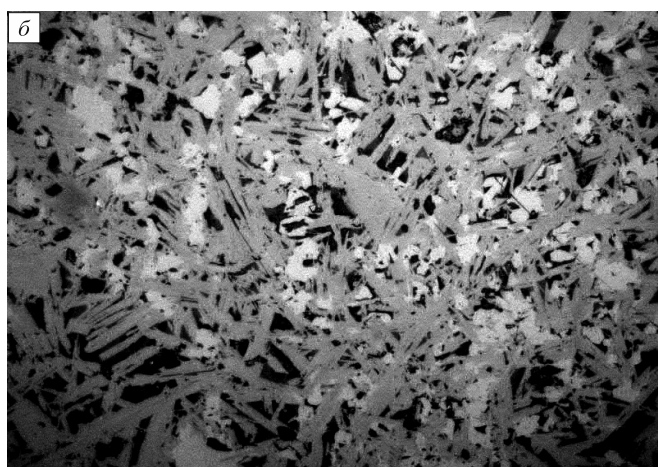


Рис. 6. Микроструктура агломерата с добавлением НКШ, % (по массе):

a – 5; *б* – 7. Остаточные зерна магнетита – белые, феррит – серый, стеклофаза – темносерая. Отраженный свет, $\times 500$

мератов общее количество ферритных связок преобладает над стеклофазой (рис. 6, *б*).

Качественное и количественное изменение микроструктуры агломератов с добавками низкощелочного красного шлама подтверждается результатами анали-

за минерального состава методом мессбауэровской спектроскопии (рис. 7). Четко подтверждаются, установленные оптически, фазовые превращения рудных, ферритных и силикатных фаз с ростом в составе шихты НКШ. Процесс ферритообразования в составе связок агломератов уже при 1 % НКШ сопровождается снижением количества магнетита, поскольку на образование алюмосиликоферрита расходуется железо магнетита. Увеличение в связках ферритной фазы является причиной снижения в агломератах количества стеклофазы. Это связано с тем, что в составе алюмосиликоферрита обнаружено до 10 % (по массе) оксида кремния.

Таким образом, при спекании многокомпонентной шихты на основе аглоруд и концентратов железистых кварцитов установлен механизм упрочнения агломератов с добавкой низкощелочного красного шлама. Тонкодисперсная масса низкощелочного красного шлама в высокотемпературной зоне спекания переходит в железосиликатный расплав агломератов и при охлаждении является причиной появления в агломератах алюмосиликоферритной связки. Увеличение содержания в связке агломератов алюмосиликоферритов и снижение при этом количества стеклофазы сопровождается ростом прочностных свойств агломератов.

Выводы. Изучено влияние добавок низкощелочного красного шлама в количестве от 1 до 7 % на процесс спекания промышленной шихты ОАО «Уральская Сталь», состоящей преимущественно из руд и концентратов железистых кварцитов.

Добавки тонкодисперсного низкощелочного красного шлама изменяют механизм грануляции железорудной аглошихты. С увеличением в составе шихты НКШ увеличивается количество крупной фракции и уменьшается доля мелкой.

При спекании аглошихты с низкощелочным красным шламом меняется направление минералообразования агломератов. С ростом в шихте количества НКШ в со-

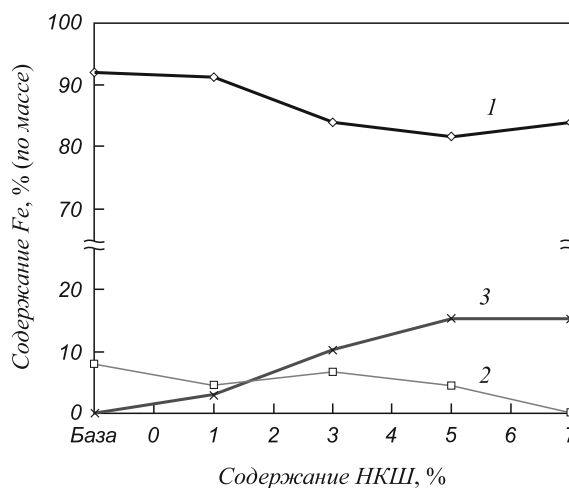


Рис. 7. Содержание железа в основных фазовых составляющих агломерата, %:

1 – магнетит + гематит; 2 – стеклофаза; 3 – алюмосиликоферрит

стае готовой продукции происходит замена аморфных силикатных связей на кристаллические ферритные. Изменение минерального состава и микроструктуры связей рудных зерен является главной причиной роста прочности готовой продукции.

Проведенное исследование на примере руд железистых кварцитов предполагает, что тонкодисперсная масса НКШ, обладающая высокой удельной поверхностью и высокими реакционными свойствами, позволит получать агломераты высоких физико-механических свойств из железных руд различных генетических типов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вегман Е.Ф. Теория и технология агломерации. – М.: Металлургия, 1974. – 288 с.

2. Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», 2003. – 400 с.
3. Малышева Т.Я. Железорудное сырье: упрочнение при термообработке. – М.: Наука, 1988. – 198 с.
4. Утков В.А., Леонтьев Л.И. // Сталь. 2005. № 9. С. 2 – 4.
5. Овчинников Н.А., Бугаев К.М., Дмитриев В.С. и др. Об утилизации красных шламов глиноземного производства технологиями агломерации доменного, глиноземного и цементного производства. // «Сб. научн. тр. НТК на Николаевском глиноземном заводе». – Николаев, 2000.
6. Кривенко С.В. // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. 2009. Вип. 11 (159). С. 13 – 23.

© 2014 г. Е.В. Ширяева, Г.С. Подгородецкий, Т.Я. Малышева, В.Б. Горбунов, А.В. Заводяный, А.Н. Шаповалов
Поступила 17 октября 2013 г.

УДК 669.184.244

А.Н. Смирнов¹, В.Г. Ефимова², А.В. Кравченко¹

¹ Донецкий национальный технический университет

² Киевский политехнический институт

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ВСПЛЫТИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ПРОДУВКЕ АРГОНОМ ЖИДКОЙ ВАННЫ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША МНЛЗ. СООБЩЕНИЕ 2

Аннотация. С использованием физического моделирования проведен анализ перемешивания металла и шлака в месте выхода пузырей аргона в атмосферу. Установлено, что наилучшие результаты достигаются при пузырьковом режиме продувки с расходом 10 – 12 л/мин и диаметре пузырьков в момент достижения ими шлаковой фазы на уровне 3,25 мм. При этом масса капля металла, захваченных в шлак, составляет 0,6 г, скорость их перемещения в шлаковой фазе – 1 м/с, глубина проникновения – 3 см и резидентное время 0,4 с, что создает оптимальные условия для рафинирования стали в промежуточном ковше. Показано, что при данных параметрах продувки в течение 1 мин линией тока выносятся около 50 л или 350 кг стали.

Ключевые слова: неметаллические включения, промежуточный ковш, продувка аргоном, пузырек, фурма, моделирование.

A.N. Smirnov¹, V.G. Efimova², A.V. Kravchenko¹

¹ National Technical University of Donetsk

² Kiev Polytechnic Institute

STUDY CONDITIONS OF NON-METALLIC INCLUSIONS FLOTATION DURING ARGON INJECTION OF LIQUID BATH TUNDISH CCM. REPORT 2

Abstract. Since using physical modeling analysis the phenomenon of mixing metal and slag in the place argon bubbles output into atmosphere had been explored. It was found that the best results are achieved when the bubble flow purge mode and a diameter of bubbles when they reach the slag phase at 3.25 mm. The mass of the droplets of metal trapped in the slag is 0.6 g, the rate of movement in the slag phase is 1 m/s, while the penetration depth is 3 cm and a residence time is 0.4 sec, which provides optimum conditions for refining of steel in an intermediate ladle. This creates optimum conditions for refining of steel in the tundish. It is shown that under these parameters purge during 1 minute, current line imposed about 50 liters or 350 kg of steel.

Keywords: non-metallic inclusions, tundish, argon blowing, bubble, purging plug, modeling.

E-MAIL: smirnov@telenet.dn.ua

В практике производстве качественных марок стали, которые имеют дополнительные ограничения по содержанию неметаллических включений, особое зна-

чение имеет рафинирующая продувка стали, которая обеспечивает их всплытие в шлак [1]. Минимизация количества неметаллических включений в разливаемой

стали может быть обеспечена в случае продувки жидкой ванны металла в промежуточном ковше инертным газом. Процесс продувки стали инертным газом сопровождается целой совокупностью физико-химических процессов, которые характеризуются образованием металлической эмульсии в шлаке, что приводит к увеличению массопереноса между двумя несмешивающимися жидкостями, в результате чего возрастает скорость ассимиляции неметаллической фазы шлаком [2 – 4]. Рациональный выбор режимов продувки обеспечивает минимальное количество и размеры неметаллических включений в конечном продукте.

По данным работы [5] процесс рафинирования стали от неметаллических включений при продувке инертным газом большей частью зависит от резидентного времени пребывания капли металла в шлаковой фазе. При этом большая часть известных исследований [6 – 7] рассматривает только механизм захвата металлических капель в шлак в предположении, что этот процесс осуществляется за счет разрыва металлической пленки на пузыре аргона.

Между тем, если принять, что при достижении границы раздела фаз металл–шлак агрегат пузырь–включение покрыт термодинамически неустойчивой пленкой стали, то в соответствии с изменением энергии Гиббса для самопроизвольного протекания процесса ассимиляции неметаллических включений необходимо выполнение условия $\cos\theta_{в-ш} > 1$ ($\theta_{в-ш}$ – краевой угол смачивания на границе раздела фаз включение–шлак). Отсюда следует, что заключительный этап перехода включений термодинамически нереализуем.

Соответственно при удалении из стали неметаллических включений лимитирующей стадией является растворение неметаллической фазы в шлаке. При этом выводимые из металла включения концентрируются на границе с ним. Поэтому для успешной очистки стали от неметаллических включений необходимо обеспечить обновление приграничных к металлу слоев шлака вследствие действия кинетических факторов, в частности продувки инертным газом.

Целью настоящей работы является развитие представлений о механизмах образования металлических капель в шлаковой фазе, определение их резидентного времени, а также массы диспергированного металла в зависимости от скорости продувки и размера пузыря.

Исследование явлений, сопровождающих проникновение пузырьков газа через слой шлака, выполнялось на физической модели в системе «вода – силиконовое масло». При этом вязкость масла, имитирующего шлак, изменялась посредством изменения его температуры. Вдувание газа осуществлялось через калиброванные цилиндрические трубки с фиксированным диаметром отверстия. Диаметр отверстий варьировался в диапазоне 0,1 – 1,5 мм. Представленные на рис. 1 фотографии движения пузырьков газа

в воде показывают, что пузырьковый режим продувки может быть достигнут только при малых отверстиях продувочных каналов и регламентированном расходе вдуваемого газа.

В дальнейшем механизм образования капель металла в шлаке исследовался применительно к прохождению слоя масла одиночными пузырьками. Установлено, что при прохождении одиночных пузырей через слой масла, бурления и разбрызгивания в месте выхода пузырей на поверхность не наблюдалось. Формирование капель, имитирующих металлическую фазу, происходит в момент разрыва пленки при переходе пузырем границы раздела фаз вода–масло. При этом в основании пузыря формируется жидкий поток за счет стекания пленки и роста пузыря. При продвижении пузыря в шлаке формируется жидкая линия тока. Далее на некоторой высоте она отделяется от пузыря и разбивается на отдельные капли вследствие поверхностной неустойчивости или столкновения с наступающими пузырями (рис. 2).

При движении вверх пузырьки газа, проникая в шлак, увлекают с собой некоторое количество частиц металла (см. рис. 2). Этот металл всплывает до границы раздела шлак–атмосфера, а затем при разрушении пузырька погружается назад в шлак и переходит в металл. В этот момент, на взгляд авторов, происходит рафинирование металла и удаление неметаллических включений, расположенных в этих каплях металла.

По данным работы [8] максимальная длина линии тока $H_{лт}$ может быть представлена как

$$H_{лт} = 3,09 d_n (We_{ст-ш})^{0,8}, \quad (1)$$

где $We_{ст-ш}$ – число Вебера для всплытия пузыря в расплаве стали и шлака, которое определяется как

$$We_{ст-ш} = \left(\frac{(\rho_{ст} - \rho_{ш}) d_n U_n^2}{\sigma_{ст-ш}} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где $\rho_{ш}$ – плотность шлака, кг/м³; $\sigma_{ст-ш}$ – поверхностное натяжение на границе раздела фаз расплав стали–шлак, Н/м.

Проведенные расчеты с использованием уравнений (1) и (2) показали, что длина линии тока при $d_n = 3,25$ мм лежит в пределах 0,02 – 0,03 м.

Общий объем металла, вносимый линией тока в шлаковую фазу, можно определить как [8]

$$V'_{ст} = 0,0315 H_{лт} d_n^2 (We_{ст-ш})^{3,01}. \quad (3)$$

Данные расчетов с использованием уравнения (3) показали, что при обработке стали инертным газом с расходом 10 – 12 л/мин в течение 1 мин линией тока выносятся около 50 л или 350 кг стали.

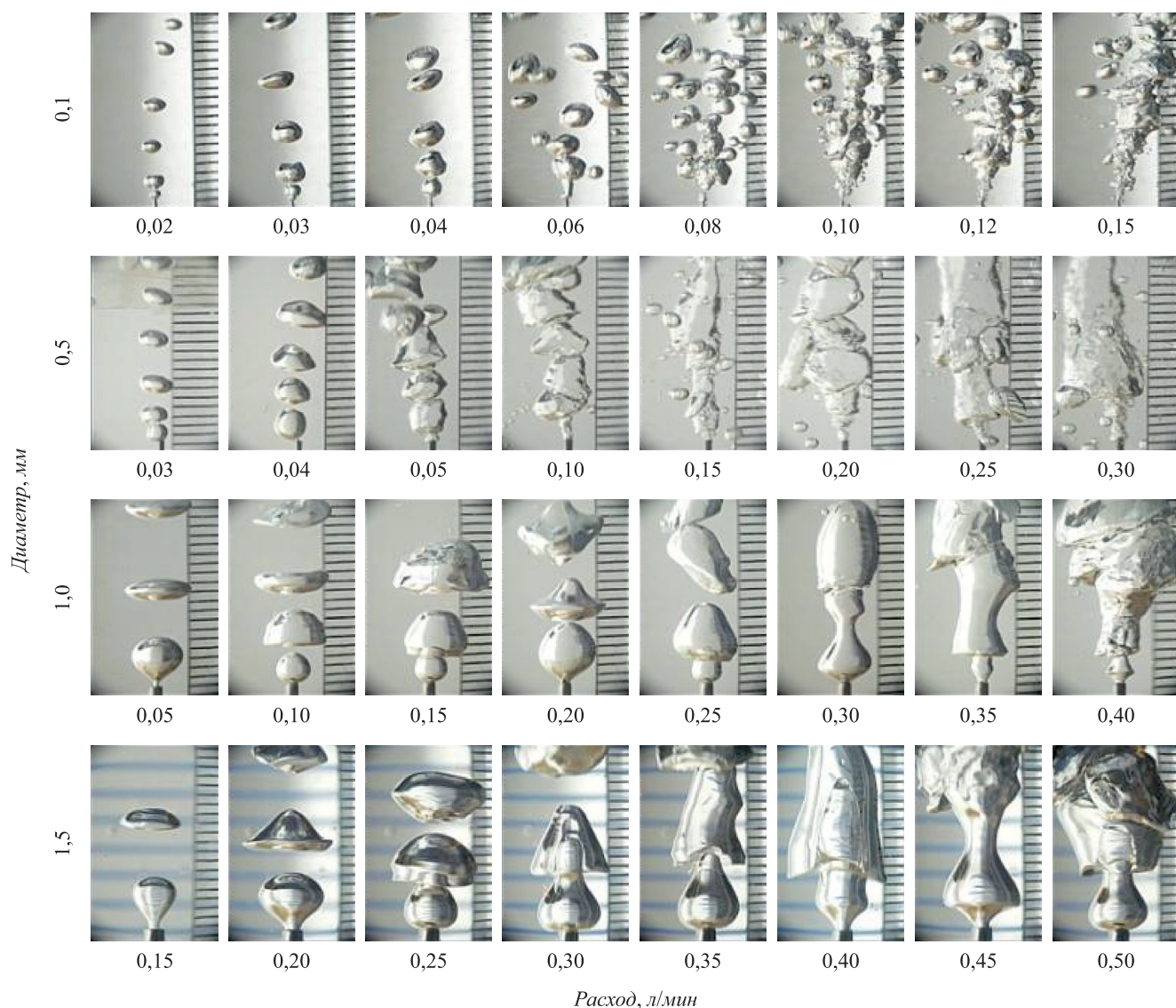


Рис. 1. Фотограммы движения пузырей вдуваемого газа в жидкость в зависимости от величины диаметра продувочного канала и расхода газа

Проведенные исследования также свидетельствуют, что при малых расходах газа (менее 5 л/мин) достаточно четко наблюдается задержка выхода пузыря на межфазную границу металл–шлак (со стороны металла). В этом случае прорыв межфазной границы осуществляется за счет подхода к границе раздела второго пузыря. При более высоких значениях расхода вдуваемого газа более 6 л/мин, сток пленок происходит в поверхности шлаковой фазы за счет столкновения с последующими пузырями газа, что является нежелательным, поскольку капли металла с адсорбированными неметаллическими включениями могут увлекаться обратно в фазу металла.

Фактически кинетика разрыва пленки играет главенствующую роль в процессе перемещения капель, а, следовательно, и растворения включений. Согласно исследованиям [9], формирование капель происходит в момент всплытия пузыря из металла в шлаковую фазу.

При этом капли образуются за счет разрыва пленки и распада струи металла, сформированной при всплытии пузыря в шлаковой фазе. Основная масса металлических капель через шлаковую фазу стекает в расплав металла, формируя таким образом колонну.

Образование пленки приводит к увеличению площади раздела фаз металл–шлак на величину $\pi d_n^2(1 - \cos \theta)$ в точке соприкосновения пузыря, где θ – контактный угол между шлаком и пузырем газа. Энергия, необходимая для образования пленки, будет выражаться как [6]

$$W_{пл} = \pi d_n^2(1 - \cos \theta)^2 \sigma_{м-ш}. \quad (4)$$

Поскольку архимедова сила зависит от объема, занимаемого пузырем как в шлаковой, так и в металлической фазе, работу флотации пузыря W_{ϕ} можно записать как [7]

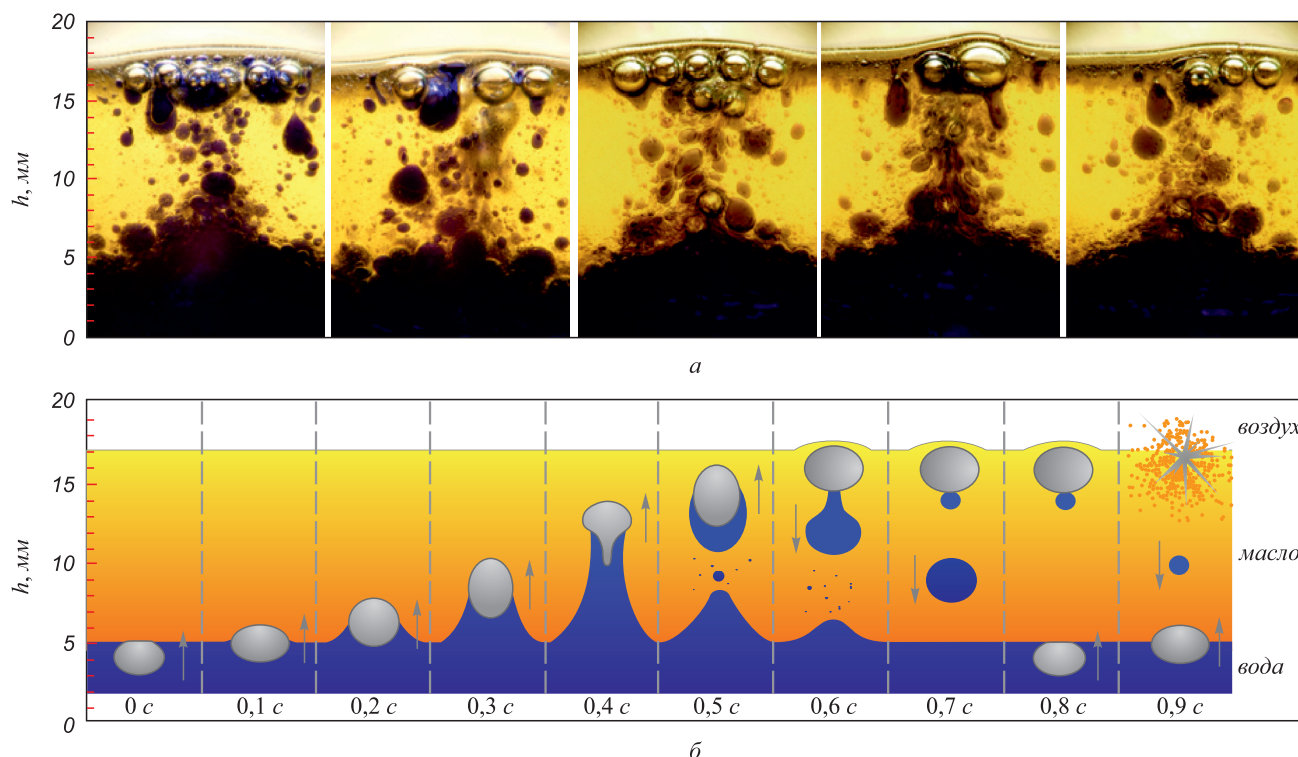


Рис. 2. Фотограммы проникновения пузырьков газа в шлак (масло) и выхода их на поверхность (а) и схематическое представление этого процесса (б)

$$W_{\phi} = \frac{\pi d_{\pi}^4 g}{3} \left\{ (\rho_{\text{ш}} - \rho_{\text{г}}) \left[-\frac{(\cos \theta)^4}{4} - \frac{3(\sin \theta)^2}{2} - 2 \cos \theta + \frac{9}{4} \right] + (\rho_{\text{м}} - \rho_{\text{г}}) \times \right. \\ \left. \times \left[\frac{(\cos \theta)^4}{4} + \frac{3(\sin \theta)^2}{2} - 2 \cos \theta + \frac{7}{4} \right] \right\}. \quad (5)$$

В исследованиях [10] проведены расчеты с использованием уравнения (5), которые подтвердили, что источником энергии при образовании пленки металла является архимедова сила.

Площадь жидкой пленки A можно представить как

$$A = \frac{2\pi}{3} C_1 d_{\pi}^4, \quad (6)$$

$$\text{где } C_1 = \frac{(\rho_{\text{ст}} - \rho_{\text{г}})g}{\sigma}; \sigma = \frac{\sigma_{\text{м-г}} + \sigma_{\text{м-ш}}}{2}.$$

Расчеты, проведенные с использованием уравнения (6) показали, что масса пленки незначительна, но толщина ее неограниченна. Это говорит о том, что толщина равновесной пленки может меняться в некоторых пределах.

Изменение толщины пленки может быть найдено с помощью аппроксимации уравнения Рейнольдса [7]:

$$-\frac{dy}{dt_{\text{пл}}} = \frac{2\pi F_A}{3\eta_{\text{ст}} A^2} y^3, \quad (7)$$

которое представляет собой скорость утоньшения зоны разрыва y в м под действием стекания с нее жидкости, расположенной между двумя твердыми параллельными пластинами, к которым приложена архимедова сила, вызванная всплыванием пузыря F_A в H . В этом уравнении $\eta_{\text{ст}}$ – вязкость расплава стали, Па·с; $t_{\text{пл}}$ – время образования пленки на поверхности пузыря, с.

Учитывая тот факт, что плотность металла значительно превышает плотность газа, скорость утоньшения пленки $u_{\text{пл}}$ может быть представлена как

$$-\frac{dy_{\text{пл}}}{dt} = u_{\text{пл}} = a y_{\text{пл}}^3, \quad (8)$$

где $a = \frac{N\sigma_{\text{ст}}}{\eta_{\text{ст}} C_1 d_{\pi}^5}$, $N = 2$; $y_{\text{пл}}$ – утоньшение пленки, для сферического пузыря.

Интегрирование уравнения (8) с начальными условиями $y_{\text{пл}} = y_{\text{пл}0}$ при $t = 0$ и $u_{\text{пл}} = U_{\text{п}}$ дает конечное утолщение $Y_{\text{п}}$ и массу пленки $m_{\text{к}}$:

$$Y_{\text{пл}} = \frac{y_{\text{пл}}}{y_{\text{пл}0}} = \frac{1}{(1 + \tau)^{\frac{1}{2}}}; \quad (9)$$

$$m_{\text{к}} = A_1 y_{\text{пл}} \rho_{\text{ст}}, \quad (10)$$

где $\tau = \alpha t_{\text{пл}}$ при $\alpha = 2(aU_{\text{п}}^2)^{\frac{1}{3}}$.

Безразмерные величины M_k и $U_{пл}$ будут определяться как:

$$M_k = \frac{m_k}{m_{k_0}}; U_{пл} = \frac{u_{пл}}{U_{п}}, \quad (11)$$

где m_{k_0} – начальная масса пленки.

Перемещение капель металла в шлаковой фазе определяется балансом свободной энергии. При этом кинетическая энергия пузыря при его всплытии через расплав стали и шлаковую фазу остается постоянной и не влияет на формирование и движение капель.

Сформировавшаяся капля может перемещаться в различных направлениях с начальной кинетической энергией, однако в данной работе рассматривается только движение в вертикальном направлении. При условии, что сила сопротивления, действующая на каплю в шлаке подчиняется закону Стокса, уравнение, описывающее движение капли в стационарном шлаке, имеет вид:

$$-\frac{du_k}{dt} = b_0 + b_1 u_k, \quad (12)$$

где $b_0 = \frac{g}{\rho_{ст}}(\rho_{ст} - \rho_{ш})$; $b_1 = \frac{3\pi\eta_{ш}d_k}{m_k}$; u_k – вертикальная скорость движения капли, м/с; $\eta_{ш}$ – вязкость шлака, Па·с; d_k – диаметр капли, м.

Проведенные расчеты с использованием уравнений (9) – (12) при $\sigma_{ст} = 1,6$ Н/м, вязкости шлака 0,5 – 1,0 Па·с и расходе газа 10 – 12 л/мин представлены в таблице.

Обобщая выполненные расчеты следует отметить, что масса образующейся капли металла в большей степени зависит от размеров пузыря и расхода газа. Незначительные показатели резидентного времени, по мнению авторов, обусловлены высокой скоростью рециркуляции на границе раздела между двумя фазами. Всплытие пузыря вызывает восходящие конвективные потоки шлаковой фазы, что приводит к задержке рециркуляции за счет увеличения расстояния, на которое проникают капли, что в свою очередь приводит к увеличению резидентного времени.

Скорость массопереноса неметаллической фазы в системе металл – шлак в общем виде можно определить

Основные параметры капель металла, выносимых в шлаковую фазу, при разрыве пленки железа на пузыре

$d_{п}$, мм	M_k , г	u_k , м/с	l^{*1} , см	τ_p^{*2} , с	$d_k \cdot 10^3$, м
1	0,1	0,6	1	0,1	3,24
3,25	0,6	1,0	3	0,4	3,27
5	1	2,0	6	1	3,30

l^{*1} – проникновение капли в вертикальном направлении;

τ_p^{*2} – резидентное время пребывания капли металла в шлаковой фазе.

как разность между объемом образовавшихся капель металла $V_{об}$ и эмульгированных в шлаке $V_{эм}$:

$$V = k_{ст-ш}(V_{об} - V_{эм}),$$

где $k_{ст-ш}$ – константа скорости реакции расплав стали – шлак.

Для трехфазной системы металл–шлак–газ объем перенесенной металлической фазы пузырями в шлак будет иметь вид:

$$V_d^0 = 1,04 \left(\frac{\eta_{ш}^2}{\rho_{ш}^2 g} \right) \left(\frac{\rho_{ш}^2 g d_{п}^3}{\eta_{ш}^2} \right)^{0,66} \left(\frac{\eta_{ш}}{\eta_{м}} \right)^{-0,34} \left(\frac{\rho_{ш}}{\Delta \rho} \right)^{1,66},$$

где $\Delta \rho$ – разность между плотностями стали и шлака, кг/м³.

Пользуясь этим уравнением, получаем общий объем капель металла, образующихся в шлаковой фазе в единицу времени [11]:

$$V_{об} = \frac{Q_r}{V_{п}} V_d^0,$$

где $V_{п} = 1,378 Q_r^{1,2} g^{0,6}$ – объем пузыря, мм³, тогда

$$V_{об} \approx 0,19 \eta_{м} \rho_{ш} \eta_{ш}^{-\frac{1}{3}} \Delta \rho^{-\frac{5}{3}} \frac{Q_r}{d_{п}}. \quad (13)$$

Данные расчетов с использованием уравнения (13), приведенные на рис. 3 показали, что общий объем капель металла в шлаковой фазе увеличивается с течением времени продувки. При таких условиях скорость эмульгирования капель увеличивается в соответствии со скоростью их образования. Это создает оптимальные условия для рафинирования стали в промежуточном ковше. При этом, если расход газа составляет менее 10 л/мин, то количество капель металла в шлаковой фазе заметно уменьшается, а время достижения равновесного состояния

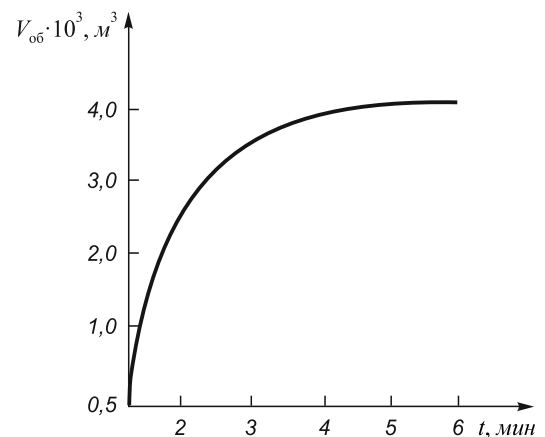


Рис. 3. Объем капель металла в шлаковой фазе с течением времени продувки

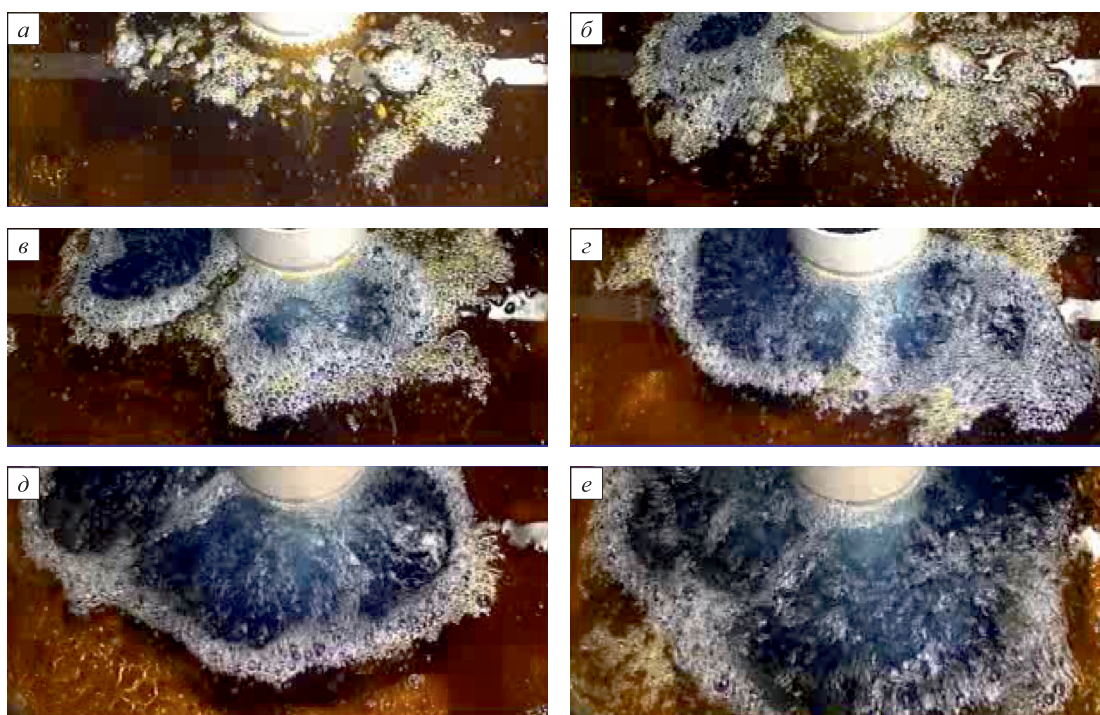


Рис. 4. Влияние интенсивности продувки через кольцевую фурму на характер перемешивания воды и масла при физическом моделировании (вид сверху), л/мин:
а – 2; б – 4; в – 6; г – 8; д – 10; е – 12

увеличивается, что приводит к снижению эффекта рафинирования.

Рассматривая полученные результаты и теоретические оценки в плане оптимизации режимов продувки стали в промежуточном ковше, можно предположить, что эффективное удаление неметаллических включений может быть достигнуто при продувке жидкой ванны инертным газом в пузырьковом режиме. При этом увеличение расхода газа может быть ограничено соображениями бурления и открытия поверхности металла в промежуточном ковше в области выхода пузырей. На рис. 4 показан внешний вид поверхности жидкости в промежуточном ковше при различных расходах вдуваемого газа (получено на физической модели). Увеличение расхода вдуваемого газа более определенных значений может приводить к активному перемешиванию металла и шлака, что обуславливает захват неметаллических включений конвективными потоками металла. Это, в конечном счете, снижает эффективность удаления неметаллических включений из стали.

Выводы. Выполнено физическое моделирование процессов, сопровождающих перемешивание металла и шлака в месте выхода пузырьков газа в атмосферу при продувке металла в промежуточном ковше инертным газом. Результаты экспериментов проанализированы с помощью термодинамических законов, что позволило получить представления об их поведении при продувке металла инертным газом. Для удаления неметаллических включений из стали в промежуточном ковше необходимо обеспечивать обновление при-

граничных к металлу слоев шлака вследствие действия кинетических факторов, в частности продувки инертным газом.

Показано, что наилучшие результаты по выносу металлических капель в шлак достигаются при пузырьковом режиме продувки с расходом 10 – 12 л/мин и диаметре пузырьков в момент достижения ими шлаковой фазы на уровне 3,25 мм. При этом масса капель металла, захваченных пузырями газа в шлак, составляет около 0,6 г, а скорость их перемещения в шлаковой фазе достигает величины 1 м/с при глубине проникновения 3 см и резидентном времени 0,4 с.

Увеличение расхода вдуваемого газа свыше оптимальных значений может приводить к активному перемешиванию металла и шлака, что обуславливает захват неметаллических включений конвективными потоками металла. Это, в конечном счете, снижает эффективность удаления неметаллических включений из стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Sahai Y., Emi T. Tundish Technology for clean steel production / The Ohio State University, USA; Institute of research of Iron and Steel, Jangsu/ Sha – Steel, China. World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd. 2008. – 329 p.
2. Brooks G., Pan Y., Coley S. and K. // Metallurgical and Materials Transactions B. 2005. Vol. 36. No. 4. P. 525 – 535.
3. Beskow K., Jia J., Lupis C. H. P., Sichen Du // Iron-making and Steelmaking. 2002. Vol. 29. No. 6. P. 427 – 435.
4. Solhed H., Jonsson L., Jönsson P. // Metallurgical and Materials Transactions B. 2002. Vol. 33. No. 2. P. 173 – 185.
5. Greene G.A., Finfrock C., Burson S.B. // Nuclear Engineering and Design. 1998. Vol. 108. No. 1 – 2. P. 167 – 177.

6. Rogler J. Modeling of inclusion removal in a tundish by gas bubbling: Dissert. ... doctor of philosophy electrical engineering / Jon Patrick Rogler – Ryerson University, 2004. – 80 p.
7. Greene G.A., Finfrock C., Burson S.B. // Nuclear Engineering and Design. 1988. Vol. 108. No. 1. P. 167 – 177.
8. Momoko A., Manabu I. // Materials Transactions. 2004. Vol. 45. No. 3. P. 870 – 876.
9. Kobayas S. // ISIJ International. 1993. Vol. 33. No. 5. P. 577 – 582.
10. Дерябин А.А., Могильный В.В. // Сталь. 2010. № 5. С. 54 – 60.
11. Saburo Kobayas. // ISIJ International. 1993. Vol. 33. No. 5. P. 577 – 582.

© 2014 г. А.Н. Смирнов, В.Г. Ефимова,
А.В. Кравченко

Поступила 7 августа 2013 г.

УДК 621.039

Ал.В. Серебряков¹, Ан.В. Серебряков², С.П. Буркин³

¹ ООО «Новые технологии труб»

² ОАО «Первоуральский новотрубный завод»

³ Уральский федеральный университет

АНАЛИЗ АДГЕЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ КАРБИД (ОКСИД, НИТРИД) – МЕТАЛЛЫ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА

Аннотация. В процессах волочения труб имеет место адгезионное взаимодействие металла с инструментом. Последствиями являются брак изделия и необходимость смены инструмента. Рассмотрена проблема выбора материала инструмента. Высказана гипотеза о существовании аналогии между процессом фрикционного разрушения поверхности металла в контакте трения и известным процессом смачивания твердого тела расплавом металла. На основе этой гипотезы произведен анализ адгезионного взаимодействия металла с инструментом. Приведены краевой угол смачивания и энергетические характеристики (работа адгезии, работа когезии) системы карбид (нитрид, оксид) – металлы группы железа. Получена оценка адгезионного взаимодействия, учитывающая когезионные характеристики металла. Предложены критерии выбора материала инструмента и способ волочения труб с субмикронной чистотой поверхности.

Ключевые слова: волочение труб, адгезия, когезия, разрушение, поверхностный слой, деформируемый металл, материал инструмента, смачивание.

Al.V. Serebryakov¹, An.V. Serebryakov², S.P. Burkin³

¹ “New tube technologies” Ltd.

² Chelyabinsk Pipe-Rolling Plant, JSC

³ Ural Federal University

ANALYSIS OF ADHESIVE INTERACTION SYSTEM CARBIDE (OXIDES, NITRIDES) – FERROUS METAL

Abstract. During the process of tube drawing takes place adhesive interaction of the metal with the tool. The consequences are defective products and the need for a tool change. The problem of choosing the tool material was examined. The hypothesis of the existence of an analogy between the process of destruction of the friction metal surface in contact friction and well-known process of wetting of a solid metal melt expressed. Based on this hypothesis, an analysis is made of the metal adhesive interaction with the tool. The study shows the contact angle and power characteristics (the work of adhesion, cohesion work) systems carbide (nitride, oxide) – iron metal groups. An estimate adhesive interaction that takes into account the cohesive properties of the metal was described. The criterion for selecting the tool material and the method of tube drawing with sub-micron surface finish was proposed.

Keywords: drawing tubes, adhesion, cohesion, the destruction, the surface layer, the deformable metal, tool material, wetting.

E-MAIL: ntt@pervouralsk.ru

Для процессов обработки металлов давлением характерно адгезионное взаимодействие металла с инструментом. Это взаимодействие приводит к переносу деформируемого металла с изделия на инструмент, последствиями которого являются брак изделия и необходимость смены инструмента.

В процессах волочения имеет место контакт деформируемого металла с керамическими материалами на основе карбидов (например WC, TiC), оксидов (ZrO₂,

Al₂O₃) или нитридов (TiN). Как показывает практика, различные керамические материалы проявляют по отношению к одному и тому же металлу различную активность с точки зрения адгезионного взаимодействия. Критериев же, которые позволяли бы сделать выбор между различными материалами, в настоящее время нет. Поэтому практический интерес представляет изучение адгезионного взаимодействия металлов с перечисленными материалами.

При анализе взаимодействия в контакте трения важны как адгезионные, так и когезионные характеристики материала, поскольку они в значительной степени определяют механизм фрикционного взаимодействия материалов [1]. Необходимо отметить, что в контакте металла с инструментом чаще всего прочность адгезионной связи оказывается выше когезионной прочности металла и разрушение мостиков сварки носит когезионный характер. Когезионный характер разрушения приводит к фрикционному переносу и определяет в этом случае механизм разрушения поверхностного слоя металла. Последнее иллюстрирует взаимосвязь адгезионного и когезионного взаимодействий в контакте трения.

Рассмотрим способы количественной оценки адгезионного взаимодействия твердых тел. Как уже отмечалось, адгезия – это связь между двумя контактируемыми телами, для нарушения которой необходимо внешнее воздействие. По величине этого внешнего воздействия, измеряемого силой или работой, дается количественная оценка адгезионного взаимодействия.

При оценке адгезии через работу трудность заключается в том, что непосредственно измерить эту работу невозможно. Экспериментально определяют лишь те параметры (поверхностные натяжения на границе соответствующих фаз), от которых зависит численное значение работы адгезии. Разработана методика определения поверхностного натяжения на границе твердых тел, однако измерения выполнены для ограниченного числа материалов [2].

Для оценки силы адгезии применяют экспериментальные методы определения адгезионной прочности сцепления на границе твердых тел. Собственно адгезия составляет в этом случае лишь часть адгезионной прочности, так как определенная доля внешнего воздействия затрачивается на деформацию контактируемых тел. Прочность сцепления определяют методами испытаний на изгиб, растяжение или срез слоистых образцов, полученных диффузионной сваркой в вакууме. Существенным недостатком экспериментальных методов является низкая воспроизводимость результатов, что обусловлено неравномерностью сцепления по поверхности контакта свариваемых образцов. Кроме того, термические напряжения при охлаждении образцов после образования контакта также снижают уровень наблюдаемых значений прочности. Поэтому экспериментальные методы определения прочности сцепления применимы лишь для сравнительных испытаний в пределах одной системы материалов, например для оценки влияния сред, легирующих добавок, температуры [2].

Изложенный ниже анализ основан на предположении о существовании аналогии между двумя физическими явлениями: процессом фрикционного разрушения поверхности металла в контакте трения и известным процессом смачивания твердого тела расплавом металла. Такое предположение возможно в силу того, что как

фрикционное разрушение металла, так и смачивание твердого тела расплавом металла определяются соотношением сил адгезии, действующих на границе раздела и сил когезии контактируемых материалов. Такой подход позволяет использовать имеющиеся и систематизированные в литературе экспериментальные данные по смачиванию широкого класса тугоплавких материалов и, что важно, учитывать при анализе взаимодействия в контакте металла с инструментом как адгезионные, так и когезионные характеристики металла.

Фрикционное разрушение поверхности металла можно представить в виде схемы (рис. 1). Металл перемещается относительно индентора. Образование адгезионного контакта, более прочного, чем когезия на полосе скольжения в металле, приводит к увлечению металла и его отделению вдоль полосы скольжения. Поскольку прочность адгезионной связи на границе раздела превышает когезионную прочность металла, образуется наплыв. При дальнейшем перемещении наплыв металла срезается и образуется трещина и налипшая частица. Эта частица в дальнейшем пропахивает поверхность металла. Таким образом, процесс фрикционного разрушения определяется соотношением сил адгезии, действующих на границе раздела, и сил когезии контактируемых материалов.

Смачивание твердой фазы жидкой проявляется в растекании капли жидкости на поверхности тела. Если твердое тело не растворяется в жидкости и химически с ней не взаимодействует, то равновесие капли жидкости на поверхности твердого тела определяется по схеме, показанной на рис. 2. Условие равновесия капли жидкости на поверхности твердого тела описывается уравнением Юнга:

$$\frac{\gamma_{\text{тг}} - \gamma_{\text{тж}}}{\gamma_{\text{жг}}} = \cos \Theta. \quad (1)$$

Это условие равновесия капли получается из равновесия проекций поверхностных натяжений на границах раздела соответствующих фаз: $\gamma_{\text{тг}}$, $\gamma_{\text{тж}}$, $\gamma_{\text{жг}}$ [2].

Краевой угол смачивания Θ определяется отношением межфазных поверхностных натяжений и характеризует условия контакта (форму) капли. Величина угла Θ изменяется в пределах от 0 до 180° и является

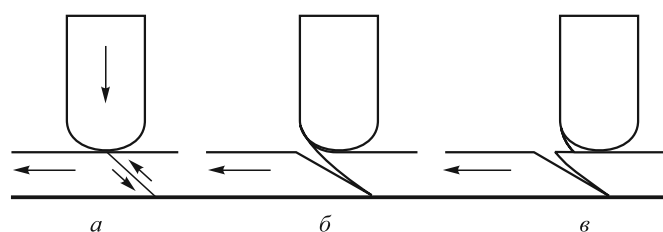


Рис. 1. Механизм фрикционного разрушения поверхностного слоя металла:

а – образование полос скольжения; б – начало разрушения; в – формирование трещины и налипшей частицы

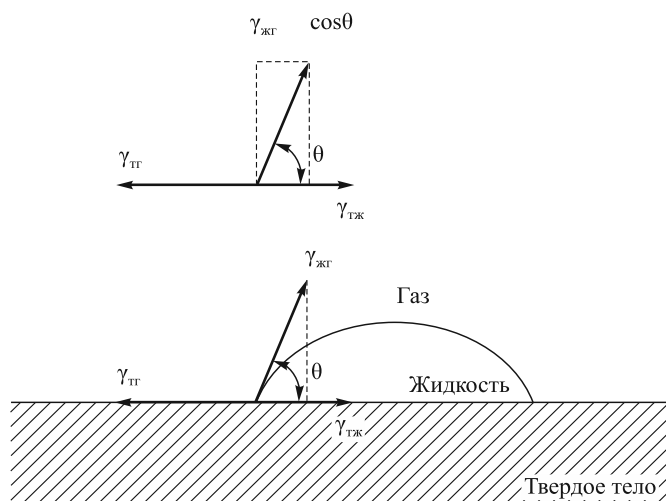


Рис. 2. Схема равновесия капли жидкости на поверхности твердого тела:

$\gamma_{тг}$, $\gamma_{тж}$, $\gamma_{жг}$ – поверхностные натяжения на границах раздела соответствующих фаз; Θ – краевой угол смачивания

критерием смачивания и не смачивания твердых тел: при $\Theta < 90^\circ$ материала смачивается, при $\Theta \geq 90^\circ$ – не смачивается. Краевой угол смачивания Θ относится к физико-химическим характеристикам материалов [3].

Поверхностным натяжением (плотностью поверхностной энергии, свободной поверхностной энергией) называется отношение работы, требующейся для увеличения площади поверхности, к величине этого приращения площади. Единица СИ поверхностного натяжения: $[\gamma] = \text{Дж/м}^2 = \text{Н/м} = \text{кг/с}^2$.

Процесс смачивания твердых тел жидкими определяется соотношением сил адгезии, действующих на границе раздела фаз, и сил когезии контактируемых материалов. Сила адгезионного взаимодействия может быть оценена по величине работы адгезии (работа разрыва фаз по границе на единицу площади поверхности), которая для границы твердое тело – жидкость выражается уравнением [2]

$$w_a = \gamma_{жг}(1 + \cos \theta). \quad (2)$$

Работа адгезии, а, следовательно, и прочность связи на границе раздела фаз тем больше, чем меньше краевой угол смачивания.

Работа когезии, т. е. работа разделения жидкой фазы, равна удвоенному значению свободной поверхностной энергии (поверхностного натяжения) образующихся новых границ раздела фаз [2]

$$W_k = 2\gamma_{жг}. \quad (3)$$

Так же как и работу адгезии, определяемую по формуле (2), работу когезии относят к единице площади поверхности образующихся новых границ фаз.

Используя уравнения (2) и (3), можно количественно сопоставить между собой прочность адгезионной связи

и когезионную прочность контактируемых материалов. Когда краевой угол Θ равен нулю, то в соответствии с уравнением (2) работа адгезии W_a равна $2\gamma_{жг}$, т. е. равна работе когезии W_k . С увеличением краевого угла Θ , т. е. по мере ухудшения смачивания, работа адгезии уменьшается и при $\Theta > 90^\circ$ она будет меньше половины работы когезии.

Таким образом, уравнение (2) позволяет рассчитать равновесную работу адгезии жидкости, если известны краевой угол смачивания Θ и поверхностное натяжение жидкости на границе с газовой средой $\gamma_{жг}$. Измерение краевого угла смачивания представляет довольно простой способ количественной оценки адгезионного взаимодействия твердых тел с жидкими, в частности тугоплавких материалов с расплавами металлов.

В течение последних лет опубликовано много экспериментальных работ по смачиванию тугоплавких соединений (карбиды, бориды, нитриды, силициды и оксиды) расплавами металлов. Необходимо отметить, что данные о смачиваемости (краевые углы и энергетические параметры смачивания) используются при разработке новых композиционных материалов – керметов. Керметы представляют собой гетерогенные композиции одной или нескольких керамических фаз (тугоплавких соединений) с металлами или их сплавами. Механические свойства керметов определяются микроструктурой, в образовании которой основную роль играет смачивание керамической фазы расплавом металла. Смачивание компонентов является главным условием получения прочной связи между фазами [2, 4]. Данные о смачиваемости используются также при разработке технологии пайки керамических материалов с металлами и технологии металлизации (нанесение адгезионно-прочного мателлического покрытия на керамике) [5, 6].

Для определения краевого угла смачивания применяют следующие экспериментальные методы: метод лежащей капли, метод двугранного угла, метод пластинки Вильгельма. Поверхностное натяжение расплава определяют, используя метод максимального давления в газовом пузырьке, метод неподвижной капли и метод висящей капли. Полученные с помощью этих методов данные в соответствии с ГОСТ 8310-78 относятся к категории информационных и систематизированы в справочной литературе [7].

Использование этих данных дает возможность рассчитать работу адгезии для широкого класса тугоплавких соединений и проследить ее изменение между различными группами материалов и материалами внутри группы.

Например, для металлов группы железа (Fe, Co, Ni) в таблице приведены краевые углы смачивания и энергетические характеристики в системах: карбид, нитрид, оксид – металл. Работа адгезии W_a рассчитана по уравнению (2), работа когезии W_k – по уравнению (3). Поверхностное натяжение расплава $\gamma_{жг}$ и краевой

Краевой угол смачивания и энергетические характеристики системы карбид (нитрид, оксид) – металлы группы железа

Система		T, °C	$\gamma_{\text{жг}},$ мДж·м ⁻²	$\Theta,$ град	$W_a,$ мДж·м ⁻²	$W_k,$ мДж·м ⁻²	W_a/W_k
материал	металл						
WC	Fe	1490	1900	0	3800	3800	1
	Co	1500	1850	0	3700	3700	1
	Ni	1500	1700	0	3400	3400	1
NbC	Fe	1490	1900	25	3620	3800	0,95
	Co	1420	1910	14	3760	3820	0,98
	Ni	1400	1835	21	3550	3670	0,97
SiC	Fe	1500	1850	30	3453	3700	0,93
	Co	1500	1850	30	3453	3700	0,93
	Ni	1500	1700	20	3297	3400	0,97
TiC	Fe	1490	1900	28	3578	3800	0,94
	Co	1500	1805	30	3368	3610	0,93
	Ni	1450	1700	23	3265	3400	0,96
ZrC	Fe	1490	1900	45	3245	3800	0,85
	Co	1500	1805	36	3260	3610	0,90
	Ni	1500	1700	32	3140	3400	0,92
B ₄ C	Fe	1500	1810	60	2715	3620	0,75
	Co	1500	1860	46	3150	3720	0,85
	Ni	1450	1700	60	2550	3400	0,75
TiN	Fe	1500	1780	100	1470	3500	0,41
	Co	1500	1805	76	2240	3610	0,62
	Ni	1450	1700	65	2418	3400	0,71
BN	Fe	1550	1840	75	2320	3680	0,63
	Co	1500	1805	112	1130	3610	0,31
	Ni	1500	1710	75	2150	3420	0,62
Si ₃ N ₄	Fe	1580	1900	90	1900	3800	0,50
	Co	1530	1805	90	1805	3610	0,50
	Ni	1450	1700	120	850	3400	0,25
AlN	Fe	1500	–	Не см.	–	–	–
	Co	1500	–	Не см.	–	–	–
	Ni	1480	1700	94	1580	3400	0,46
ZrO ₂	Fe	1500	1810	92	1745	3620	0,48
	Co	–	–	–	–	–	–
	Ni	1500	1730	118	920	3460	0,27
Al ₂ O ₃	Fe	1550	1810	141	405	3620	0,11
	Co	1500	1660	120	900	3320	0,27
	Ni	1500	1700	150	230	3400	0,07

угол смачивания Θ металлами тугоплавких соединений определены по табулированным в литературе значениям [7].

Как видно из таблицы, в ряду карбиды, нитриды, оксиды краевой угол смачивания этих материалов металлами группы железа увеличивается (работа адгезии уменьшается) от карбида вольфрама (WC) к оксиду алюминия (Al₂O₃). Карбид вольфрама полностью сма-

чивается металлами группы железа. Краевой угол смачивания $\Theta = 0$. Работа адгезии в этой системе равна работе когезии, т.е. $W_a = W_k$. В системах нитрид кремния (Si₃N₄), нитрид алюминия (AlN), диоксид циркония (ZrO₂), оксид алюминия (Al₂O₃) – металлы группы железа (Fe, Co, Ni) краевой угол смачивания $\Theta \geq 90^\circ$, следовательно работа адгезии меньше половины работы когезии, т.е. $W_a \leq 1/2 W_k$.

Поэтому с точки зрения исключения адгезионного разрушения в контакте трения для металлов группы железа предпочтительно их сочетание с Si_3N_4 , AlN , ZrO_2 , Al_2O_3 . Причем выбор оксидов для металлов группы железа, как следует из таблицы, предпочтительнее по сравнению с нитридом кремния и нитридом алюминия.

Результаты исследования фрикционного взаимодействия в контакте трения инструмент–металл приведены в работе [8]. Исследования проведены при различных сочетаниях материалов в контакте трения. Эти исследования показали, что отношение W_a/W_k коррелирует с механизмом фрикционного взаимодействия в контакте трения инструмент – металл: при отношении $W_a/W_k \leq 1/2$ достигается качественное изменение механизма фрикционного взаимодействия и качественное изменение топографии поверхности металла. Это изменение заключается в том, что разрушение мостиков сварки между металлом и инструментом, обусловленное скольжением металла по инструменту, происходит не в поверхностном слое металла, а по границе контакта инструмент–металл и представляет собой не когезионное разрушение металла, а разрыв адгезионной связи на этой границе. В результате исключается разрушение поверхностного слоя металла и нарушение чистоты (рост шероховатости) поверхности труб.

В качестве иллюстрации изменения механизма фрикционного взаимодействия на рис. 3 показана топография внутренней поверхности трубы из сплава 29НК после волочения на оправке из оксидной керамики ($\text{ZrO}_2 - 20\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 4\% \text{Y}_2\text{O}_3$).

На рис. 3, а показана внутренняя поверхность трубы-заготовки. Поверхность не однородна, видны углубления по границам зерен, образовавшиеся в результате травления. На рис. 3, б показано изменение топографии поверхности трубы из сплава 29НК после волочения. Изменение топографии поверхности в данном случае заключается не в «накоплении» дефектов, а в «выглаживании» поверхности металла.

Результаты исследований положены в основу нового способа волочения труб на оправке, сущность которого заключается в следующем. Волочение труб проводят при определенном сочетании (характеризуемом краевым углом смачивания) материалов в контакте трения инструмент–металл. Это сочетание материалов осуществляют путем выбора материала инструмента из группы тугоплавких соединений, краевой угол смачивания которых расплавом металла не ниже 90° .

Таким образом, представленный анализ позволяет сделать оценку адгезионного взаимодействия, учиты-

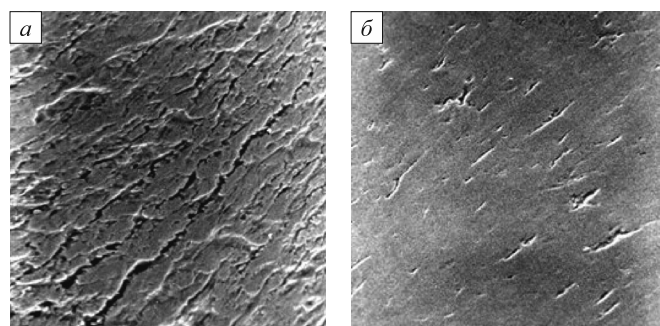


Рис. 3. Микрофотография ($\times 500$) поверхности сплава 29НК при волочении трубы на оправке из оксидной керамики: а – поверхность заготовки; б – поверхность трубы после волочения

вая при этом как адгезионные, так и когезионные характеристики металла. Важно также то, что краевой угол смачивания является характеристикой системы тугоплавкое соединение–металл (инструмент–металл), а не свойством отдельного материала.

Вместе с тем, изложенный анализ ограничен «чистыми» тугоплавкими соединениями. На практике же используются не чистые соединения, а материалы на основе одного или комбинации тугоплавких соединений. Поэтому целесообразно предпринять исследования, которые позволили бы выявить свойства материала, определяющие его адгезионную активность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии / Пер. с англ. Под ред. А.И. Свириденко. – М.: Машиностроение, 1986. – 360 с.
2. Кислый П.С. и др. Керметы. – Киев: Наукова думка, 1985. – 272 с.
3. Цибрик А.Н., Семенюк Л.А., Цибрик В.А. Физико-химические постоянные и параметры процессов литья: Справочник. – Киев: Наукова думка, 1987.
4. Панасюк А.Д., Уманский А.П., Довгаль А.Г. // Адгезия расплавов и пайка материалов. 2010. № 43. С. 55 – 63.
5. Найдич Ю.В., Габ И.И., Костюк Б.Д. и др. // Доклады Национ. академии наук Украины. 2007. № 5. С. 97 – 104.
6. Найдич Ю.В., Сидоренко Т.В., Дуров А.В. // Адгезия расплавов и пайка материалов. 2007. № 40. С. 63 – 69.
7. Панасюк А.Д., Фоменко А.С., Глебова Г.Г. Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник – Киев: Наукова Думка, 1986. – 352 с.
8. Серебряков Ан.В. Исследования, разработка технологии и освоение производства прецизионных труб из коррозионностойкой стали: Дис... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2007.

© 2014 г. Ал.В. Серебряков, Ан.В. Серебряков, С.П. Буркин
Поступила 26 ноября 2013 г.

УДК: 669.046.464 + 669.3.054.82 + 669.017.3

А.А. Лыкасов, Г.М. Рысс, И.С. Бородин

Южно-Уральский государственный университет

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЖЕЛЕЗА ИЗ ШЛАКА СУЛЬФИДНОЙ ПЛАВКИ ПРОДУКТАМИ ГАЗИФИКАЦИИ УГЛЕРОДА

Аннотация. Приведены результаты исследования фазовых превращений в шлаке сульфидной медной плавки при его восстановлении продуктами газификации углеродистых восстановителей при температуре 1100 °С. Экспериментально установлено, что в колоколообразных устройствах при температуре 1100 °С основная масса железа отвалного шлака сульфидной плавки медных концентратов может быть восстановлена до металла продуктами газификации углеродистых восстановителей, содержащих углеводороды. При косвенном восстановлении шлака при температуре выше температуры его плавления металлическое железо концентрируется, в основном, на внешней поверхности продукта восстановления, образуя крупные включения, которые легко извлекаются магнитной сепарацией. Наиболее целесообразно восстанавливать многослойную шихту из слоев шлака толщиной менее 5 мм и разделяющего их молотого угля.

Ключевые слова: шлак сульфидной медной плавки, фаялит, условия восстановления железа, фазовые превращения.

A.A. Lykasov, G.M. Ryss, I.S. Borodin

South Ural State University

IRON REDUCTION FROM SLAG OF SULPHURIC MELTING BY THE PRODUCTS OF CARBON GASIFICATION

Abstract. Results of the investigation of phase transformations in the slag of sulphuric cupreous melting during its reduction by the products of gasification of carbonic reducing agents at the temperature 1100 °C are being discussed. It is experimentally found, that in belllike equipment at the temperature 1100 °C the most part of iron from dump slag of sulphuric melting of the cupreous concentrates may be reduced to metallic state by the products of gasification of hydrocarbonaceous carbonic reducing agents. During the indirect reduction of the slag at the temperature above temperature of its melting, metallic iron concentrates mostly at the external surface of product of reduction, producing large inclusions, which may be easily extracted by magnetic separation. It's mostly rational to reduce multilayer blend, consisting from slag layers less than 5 mm thick and separating them layers of grinded coal.

Keywords: slag of sulphuric cupreous melting, fayalite, conditions of process of iron reduction, phase transformations.

E-MAIL: vml212@mail.ru

Повышение эффективности производства во многом зависит от использования вторичных ресурсов. В производстве меди такими ресурсами являются шлаки сульфидной плавки. На отвалах России их накоплено около 140 млн т. Ими заняты десятки тысяч гектаров земли, в том числе и плодородных. Складирование шлака приводит к потере ценных металлов, содержащихся в них, и вызывает серьезные экологические проблемы в окружающей среде. Разработка способов использования таких шлаков является весьма актуальной задачей [1].

Шлаки медных плавков содержат до 40 % (по массе) железа, поэтому большое внимание уделяется разработке способов извлечения этого элемента. В настоящей работе исследованы условия восстановления железа из шлака при температуре ниже температуры плавления железа, а также возможность выделения железа из продукта восстановления магнитной сепарацией. В опытах использовали шлак Карабашского медеплавильного завода после его флотационного обезмеживания. Химический состав шлака приведен в таблице.

Основными элементами шлака являются, % (по массе): железо (40,9), кремний (11,9) и кислород. Согласно результатам рентгенофазового анализа основная часть железа в шлаке связана с кремнеземом, образуя фаялит, но некоторая его часть присутствует в виде свободных оксидов, преимущественно магнетита. Микрорентгено-спектральный анализ показал, что кроме фаялита в шлаке присутствует еще силикатная фаза, содержащая оксиды щелочных металлов («щелочная»), обогащенная оксидом кальция и состоящая, в основном, из алюмосиликатов железа.

Насыпная масса используемого порошка шлака 2,15 г/см³, размер частиц менее 80 мкм, температура плавления 940 – 1040 °С [2]. Следовательно восстановление шлака при температуре выше 1000 °С должно протекать с участием жидкой фазы.

Восстановление шлака проводили по методу С.В. Дигонского [3] в колоколообразном устройстве, представлявшем собой перевернутый корундовый тигель, верхнюю часть которого заполняли порошком шлака, остальную – древесным углем. Для исключения

Химический состав шлака и продуктов восстановления

Элемент	Содержание, % (по массе)			
	исходный шлак	продукты восстановления при 1100 °С в течение 6 ч		
		массивный образец		многослойная шихта, магнитная фракция
		немагнитная фракция	магнитная фракция	
Fe	40,91	19,95	63,14	61,61
Ba	0,61	–	–	–
Cr	0,048	0,12	0,05	2,87
Al	1,76	3,99	1,524	1,57
Ca	2,88	5,15	2,56	2,93
Co	0,024	0,0018	0,033	0,021
Si	11,85	24,68	9,58	10,56
Mn	0,28	0,12	0,13	0,13
Mg	0,83	1,33	0,67	0,93
Ni	0,019	0,0015	0,057	0,13
K	0,35	0,59	0,21	0,32
Zn	3,1	0,61	0,56	2,05
Pb	0,45	0,039	0,1	0,12
Cu	0,52	0,13	0,53	0,66
P	0,025	0,026	0,016	0,018
V	0,006	0,024	0,023	0,357
Ti	0,11	0,17	0,072	0,083

контакта шлака с восстановителем и тиглем его защищали углеграфитовой тканью. Взаимодействие шлака с тканью при температуре опытов не наблюдалось. Шихту нагревали до нужной температуры в течение 2 ч, затем выдерживали при этой температуре от 2 до 6 ч. По окончании опыта устройство извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Затем образец распиливали, полировали и анализировали микрорентгеноспектральным методом.

Предварительными опытами [2, 4] установлено, что наиболее эффективно железо восстанавливается до металла при температуре выше температуры плавления шлака. В настоящей работе излагаются результаты опытов, проведенных при температуре 1100 °С. Выполнены две серии опытов с различной высотой слоя восстанавливаемого шлака. Результаты опытов также представлены в таблице. В первой серии восстанавливали ~0,6 г шлака при высоте слоя ~1 см с выдержкой при 1100 °С в течение 2, 3, 4 и 6 ч. Продукт восстановления представлял собой пористую спекшуюся массу с явными признаками плавления, покрытую металлическим железом. Часть расплава вытекла из зоны реакции. Она также содержала небольшое количество включений металлического железа.

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что при восстановлении более четырех часов весь фаялит претерпевал превращение с образованием металлического железа, твердого раствора железа в кремнеземе и фазы, в которой часть железа в структуре фаялита замещена магнием и алюминием (эту фазу назвали «замещенный фаялит»). Элементный состав «щелочной» фазы при восстановлении практически не изменялся, за исключением существенного увеличения содержания железа от исходных ~1,6 до ~10 % (ат). Другие силикатные фазы и оксиды железа в восстановленных образцах не обнаружены. Наиболее существенные изменения происходили во внешних зонах образцов. Их поверхность покрылась слоем металлического железа, к которому примыкает зона восстановленного фаялита (рис. 1).

В восстановленной зоне внутри образцов железо не обнаружено, т. е. в процессе восстановления железо

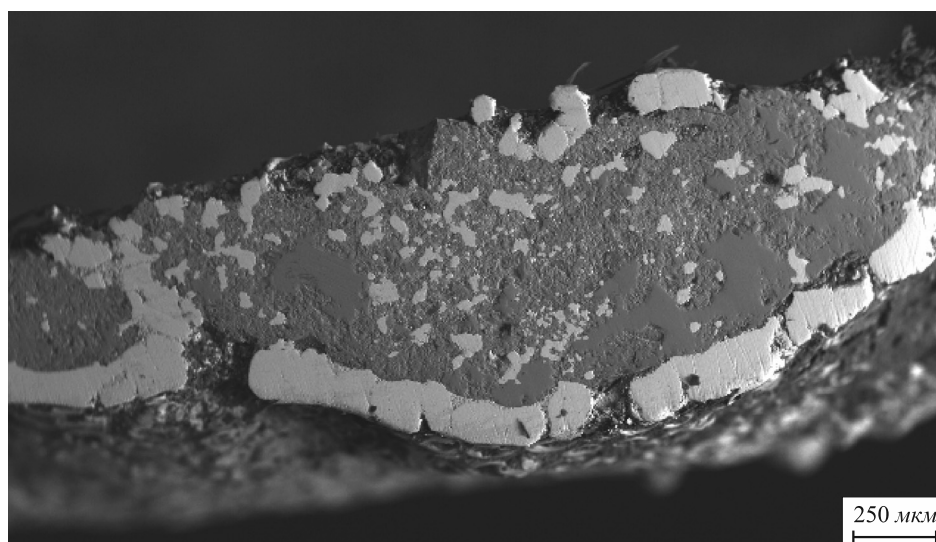
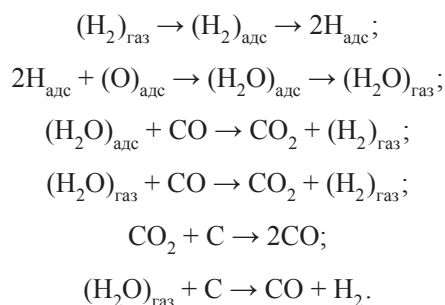


Рис. 1. Поверхность образца шлака, восстановленного при температуре 1100 °С и времени выдержки 6 ч: светлая фаза – металлическое железо; серая фаза – восстановленный фаялит

доставлялось к поверхности, образуя на ней слой металла. В образцах с открытой внутренней полостью на ее поверхности, а также внутри образца, металлическое железо присутствовало в виде достаточно крупных включений (рис. 2).

Как было показано в работах [3, 5], с энергетической точки зрения при высоких температурах в процессах восстановления с участием углерода определяющую роль играет водород. Он является своего рода катализатором процесса, существенно повышая восстановительный потенциал системы. Например, уже при температуре 955 К, даже небольшое количество водорода способствует полному восстановлению оксидов железа в атмосфере водяного газа.

С этих позиций механизм восстановления шлака продуктами газификации угля должен включать следующие стадии:



Согласно этой схеме, восстановительный потенциал в шлаке создается водородом (углеводородами). Наиболее эффективно такой процесс реализуется в колоколообразных устройствах. В проточных системах концентрация водорода в зоне реакции гораздо ниже и процесс

восстановления продуктами газификации угля менее эффективен [3].

Формирование металлического железа на поверхности образца можно объяснить механизмом, предложенным в работе [6]. Согласно представлениям авторов этой работы, кластеры железа, образующиеся при восстановлении в оксидной матрице, переносятся на ее поверхность анионными вакансиями (явление академика А.А. Байкова). В условиях начала образования жидкой фазы формируется плотная и «однородная» масса оксидных фаз и вакансии становятся весьма подвижными. Диффундируя на периферию оксидной матрицы (место меньших концентраций вакансий), они «флотируют» железо, достраивая металлическую фазу, сформированную в начальной стадии восстановления.

Важно отметить, что этот процесс обеспечивает среда, которая образуется в результате восстановительного процесса, так как определяющую роль играют диффузионные явления, которые усложняются по мере изменения состояния и состава среды. Не исключено, что перенос железа к поверхности может осуществляться диффузией в жидкой фазе железокислородных кластеров, образующихся при диспропорционировании фаялита.

Продукты восстановления были измельчены до 80 мкм и подвергнуты сухой магнитной сепарации в поле 120 – 130 мТл. Выделенная магнитная фракция содержала ~60 % (по массе) металлического железа. Выход магнитной фракции возрастал по мере увеличения времени восстановления. При шестичасовой выдержке в восстановительных условиях из шлака в магнитную фракцию было извлечено ~80 % (по массе)

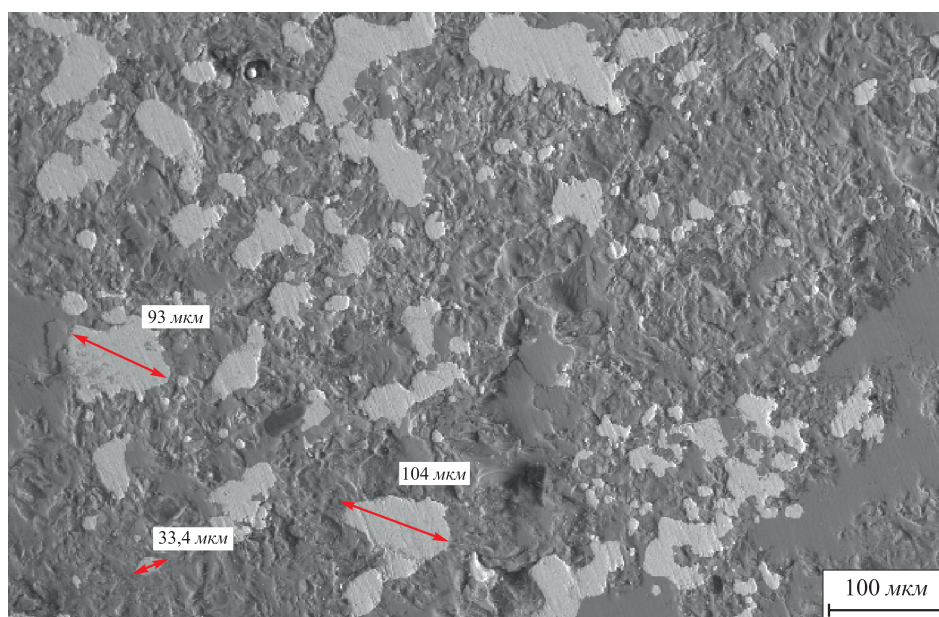


Рис. 2. Внутренняя часть образца шлака с открытой внутренней полостью, восстановленного при температуре 1100 °С и времени выдержки 6 ч: светлая фаза – металлическое железо; серая фаза – восстановленный фаялит. Цифрами указаны размеры включений железа

железа. Большая часть железа присутствовала в форме крупных включений размером более 80 мкм. В силикатной фазе (стекле) осталось 24 – 30 % (по массе) железа. Химический состав магнитной и немагнитной фракции приведен в таблице.

Эффективность процесса восстановления во многом зависит от толщины слоя восстанавливаемого шлака. Для иллюстрации этого положения провели серию опытов по восстановлению шлака из более тонкого слоя. В установку помещали навеску шлака массой 90 – 100 г, распределив ее пятью слоями с высотой каждого ~5 мм. Слои шлака разделяли слоями порошка угля толщиной ~2 мм. Шлак восстанавливали при 1100 °С в течение 6 ч. Продукт восстановления представлял собой «пластины» из металлического железа, смоченного стекловидной силикатной массой. Часть расплава (в основном силикатная составляющая) в ходе процесса вытекла из зоны реакции. По данным химического анализа продукт восстановления содержал ~60 % (по массе) железа, основная часть которого (55 – 58 % (по массе)) – металлическое железо. По предварительным оценкам степень извлечения железа в металлическую фазу составляет более 90 %.

Следует отметить, что при восстановлении смеси шлака и угля включения железа распределяются равномерно по всему объему продукта восстановления [2]. Значительная часть этих включений имеет размеры менее 20 мкм, что делает извлечение их магнитной сепарацией весьма затруднительным. В этом случае выделение железа после восстановления возможно расплавлением полученного продукта с разделением его на металл и шлак. Это показано в работе [7], посвященной исследованию процесса углетермического восстановления шлака сульфидной плавки.

Выводы. Экспериментально установлено, что в колоколообразных устройствах при температуре 1100 °С

основная масса железа отвального шлака сульфидной плавки медных концентратов может быть восстановлена до металла продуктами газификации углеродистых восстановителей, содержащих углеводороды.

При косвенном восстановлении шлака при температуре выше температуры его плавления металлическое железо концентрируется, в основном, на внешней поверхности продукта восстановления, образуя крупные включения, которые легко извлекаются магнитной сепарацией.

Наиболее целесообразно восстанавливать многослойную шихту из слоев шлака толщиной не более 5 мм и разделяющего их молотого угля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Gorai B., Jana R.K., Premchand // Resources and Recycling. 2003. P. 299 – 313.
2. Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Власова И.С. // Вестник ЮУрГУ. Сер. «Металлургия». 2013. Т. 13. № 1. С. 24 – 28.
3. Дигонский С.В. Теоретические основы и технология восстановительной плавки металлов из неокискованного сырья. – СПб: Наука, 2007. – 322 с.
4. Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Салапонов П.С., Бородин И.С. Современные проблемы электрометаллургии стали: Матер. XV Междунар. науч. конф. в 2 ч. / Под ред. В.Е. Рошина. – Челябинск: ЮУрГУ, 2013. Ч. 2. С. 221 – 226.
5. Вяткин Г.П., Михайлов Г.Г., Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. // Вестник ЮУрГУ. Сер. «Металлургия». 2012. Вып. 18. № 15(274). С. 53 – 59.
6. Резниченко В.А., Аверин В.В., Олюнина Т.В. Титанаты: научные основы, технология, производство / Отв. ред. Л.И. Леонтьев. – М.: Наука, 2010. – 267 с.
7. Потапов К.О., Поволоцкий В.Д., Рошин В.Е. Современные проблемы электрометаллургии стали: Матер. XV Междунар. науч. конф. в 2 ч. / Под ред. В.Е. Рошина. – Челябинск: ЮУрГУ, 2013. Ч. 2. С. 226 – 230.

© 2014 г. А.А. Лыкасов, Г.М. Рысс, И.С. Бородин
Поступила 21 октября 2013 г.

**Е.А. Шевченко¹, А.М. Столяров¹, А.Н. Шаповалов²,
К.В. Баранчиков³**

¹ Магнитогорский государственный технический университет

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Новотроицкий филиал

³ ОАО «Уральская Сталь»

ИЗУЧЕНИЕ ИСКАЖЕНИЯ ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОГО СЛЯБА

Аннотация. В условиях ОАО «Уральская Сталь» профиль непрерывнолитого сляба сечением 270×1200 мм часто имеет искаженный вид вследствие выпуклости узких граней и вогнутости в приребровой зоне широких граней. Изучено влияние протяженности поддерживающей системы узких граней заготовки на параметры искажения профиля сляба. Установлены статистически значимые зависимости между параметрами искажения профиля заготовки. Предложен механизм деформации заготовки для условий существующей поддерживающей системы узких граней сляба под кристаллизатором. Рассмотрены мероприятия по предупреждению искажения профиля отливаемого сляба.

Ключевые слова: непрерывнолитой сляб, искажение профиля, выпуклость узких граней.

E.A. Shevchenko¹, A.M. Stolyarov¹, A.N. Shapovalov², K.V. Baranchikov³

¹ Magnitogorsk state technical university named after G.I. Nosov (Magnitogorsk, Russia)

² Novotroitsk branch of the National University of Science and Technology “MISIS”

³ JSC “Ural Steel”

STUDY OF DISTORTION OF CROSS-SECTION CONTINUOUSLY CAST SLABS

Abstract. On the surface of the slab cross-section 270×1200 mm revealed the presence of bulge narrow faces and tightening wide faces in edge zone at JSC “Ural Steel”. The effect of the length of the supporting system of narrow faces blank on the parameters of distortion of the profile of the slab was viewed. A statistically significant correlation between the parameters of profile distortion of the workpiece was established. The deformation mechanism of the workpiece in the limited action of the supporting system below the mold was proposed. Measures to prevent distortion of the profile of the cast slab were considered.

Keywords: continuous casting slab, shape deterioration, bulge narrow faces.

E-MAIL: nfmisis-nis@yandex.ru

В электросталеплавильном цехе ОАО «Уральская Сталь» эксплуатируется слябовая машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) фирмы SMS Demag. Данная машина криволинейного типа с вертикальным участком имеет базовый радиус 10,5 м. Высота сборного кристаллизатора равна 900 мм, а зона вторичного охлаждения состоит из 17 секций. На МНЛЗ преимущественно разливается сталь марок 09Г2С, 17Г1С-У, 10ХСНДА и класса прочности К52. Слябы шириной 1200 мм и толщиной 190 или 270 мм отливаются со средней скоростью 1,25 и 0,9 м/мин соответственно. Характерным дефектом непрерывнолитых слябов большей толщины является искажение поперечного сечения – профиля заготовки. С целью изучения этого дефекта было проведено специальное исследование качества отлитого металла.

В процессе исследования изучены 300 угловых темплетов, вырезанных из непрерывнолитых слябов сечением 270×1200 мм. При этом одна половина исследованных слябов была отлита с поддержкой уз-

ких граней только одним роликом, расположенным на раме под кристаллизатором, а другая половина – с удлиненной системой поддержки из четырех роликов. Результаты изучения качества металла показали, что подавляющее большинство всех исследованных заготовок – 95 % (отн.) имело искажение поперечного сечения. Профиль слябовой заготовки характеризовался наличием выпуклости узкой грани и вогнутости в приребровой зоне широкой грани. На рис. 1 показано характерное искажение профиля сляба сечением 270×1200 мм из стали 17Г1С-У с выпуклостью узкой грани величиной $h_{\text{вып}}$ и вогнутостью широкой грани шириной $B_{\text{вог}}$ от угла сляба и глубиной $h_{\text{вог}}$.

В таблице представлены данные по сравнению параметров, характеризующих искажение профиля слябов, отлитых с разной протяженностью поддержки узких граней заготовки.

Из приведенных данных видно, что увеличение протяженности поддерживающей системы узкой грани сля-

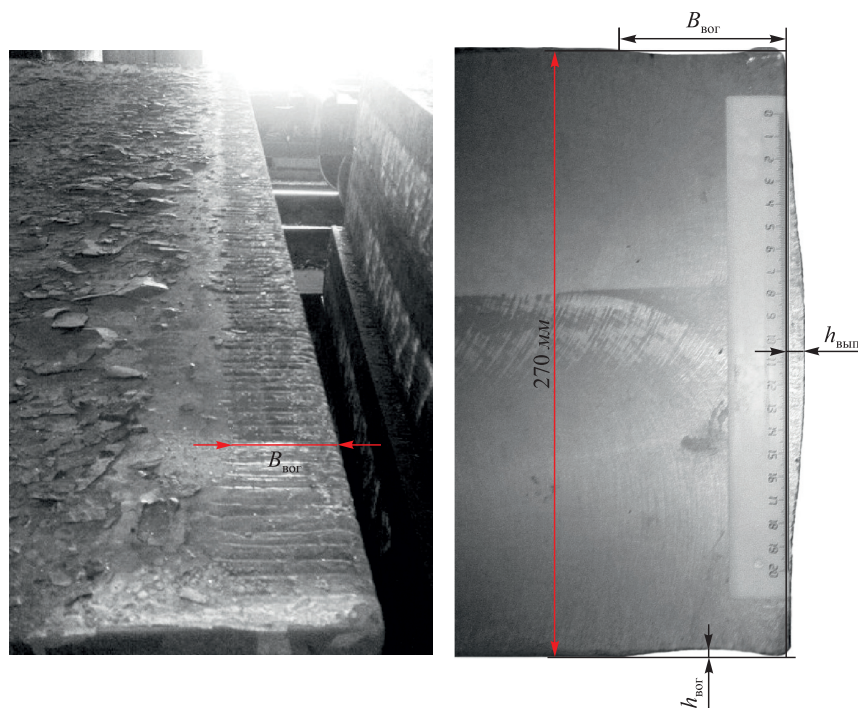


Рис. 1. Искажение профиля непрерывнолитого сляба сечением 270×1200 мм из стали 17Г1С-У

**Результаты изучения качества металла
угловых темплетов из слябов толщиной 270 мм,
отлитых с короткой (один ролик) и удлиненной
(четыре ролика) системой поддержки узких граней
заготовки под кристаллизатором**

Параметр	Система поддержки узких граней	
	короткая	удлиненная
Число изученных темплетов	150	150
Выпуклость узкой грани: среднее значение, мм дисперсия, мм ² критерий F критическое значение критерия $F_{0,05}$ критерий t критическое значение критерия $t_{0,05}$	10,6 2,32 1,085 1,31 27,92 1,97	5,8 2,14
Ширина вогнутости широкой грани: среднее значение, мм дисперсия, мм ² критерий F критическое значение критерия $F_{0,05}$ критерий t критическое значение критерия $t_{0,05}$	113,1 56,21 2,14 1,31 43,14 1,97	66,8 120,66
Глубина вогнутости широкой грани: среднее значение, мм дисперсия, мм ² критерий F критическое значение критерия $F_{0,05}$ критерий t критическое значение критерия $t_{0,05}$	2,8 0,156 1,14 1,31 35,02 1,97	1,1 0,177

ба под кристаллизатором с одного до четырех роликов привело к снижению средней величины выпуклости узкой грани с 10,6 до 5,8 мм. Соответственно снизились средние значения ширины зоны вогнутости приребровой части широкой грани с 113,1 до 66,8 мм, а также глубины вогнутости – с 2,8 до 1,1 мм. Существенное превышение расчетных значений критерия t над его критическим значением свидетельствует о статистически значимом различии между сравниваемыми выборками с вероятностью не менее 95 %. Однако в следствие удлинения поддерживающей системы узких граней заготовки под кристаллизатором полностью не удалось устранить искажение профиля сляба толщиной 270 мм.

В результате изучения угловых проб металла была установлена тесная взаимосвязь между величиной выпуклости узкой грани сляба и параметрами зоны вогнутости широкой грани заготовки. При увеличении выпуклости узкой грани непрерывнолитой заготовки возрастают как ширина, так и глубина зоны вогнутости в приребровой части широкой грани изученных слябов, отлитых как с короткой, так и с удлиненной системой поддержки узких граней под кристаллизатором (рис. 2).

Уравнения установленных прямолинейных зависимостей имеют следующий вид:

$$B_{\text{вог}} = 7,90h_{\text{вып}} + 25,11, \quad r = 0,895; \quad (1)$$

$$h_{\text{вог}} = 0,29h_{\text{вып}} - 0,46, \quad r = 0,910. \quad (2)$$

Высокие значения коэффициентов парной корреляции r , существенно превышающие критическую

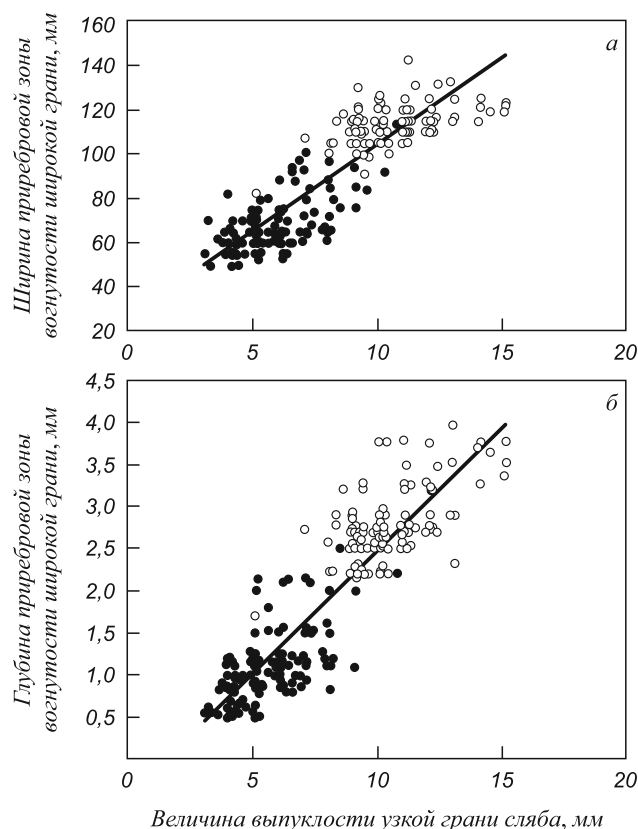


Рис. 2. Зависимость ширины и глубины прибрежной зоны вогнутости широкой грани слэба толщиной 270 мм от выпуклости узкой грани заготовки, отлитой с короткой (светлые точки) и удлиненной (темные точки) системой поддержки узких граней слэба под кристаллизатором

величину $r_{0,001}$, равную 0,321, свидетельствуют об их статистической значимости с вероятностью 99,9 %.

Выявленная тесная взаимосвязь между величиной выпуклости узкой грани слэба и параметрами зоны вогнутости широкой грани заготовки позволяет предположить следующий механизм формирования искажения

профиля отливаемой заготовки. Очевидно, что главной причиной образования такого дефекта является недостаточная толщина корочки слэба толщиной 270 мм на выходе из поддерживающей системы кристаллизатора при используемом температурно-скоростном режиме разливки. Это подтверждается тем, что расчетная величина толщины корочки на выходе даже из удлиненной поддерживающей узкие грани системы при скорости вытягивания 0,9 м/мин составляет всего лишь 11,4 % толщины заготовки, что является явно недостаточным для сохранения профиля. Для сравнения, этот параметр при отливке слэба толщиной 190 мм на выходе из короткой поддерживающей системы, состоящей всего из одного ролика, при скорости вытягивания 1,25 м/мин составляет 13,7 % толщины заготовки, обеспечивая сохранность профиля слэба.

На рис. 3 показана схема профиля заготовки сечением 270×1200 мм на выходе из поддерживающей узкие грани системы под кристаллизатором с приложенными к заготовке внешними и внутренними силами.

Из-за недостаточной толщины корочки затвердевшего металла прочность затвердевшей оболочки узкой грани заготовки, характеризуемая силой F_k , оказывается меньше силы давления жидкого металла F_j . Это вызывает образование выпуклости узкой грани, которая уже не поддерживается роликами. При этом происходит разворот более охлажденных ребер заготовки, имеющих большую прочность и жесткость, с образованием вогнутости прилегающего участка металла широкой грани слэба с более высокими пластическими свойствами и температурой (рис. 4).

Ширина и глубина зоны вогнутости зависят от величины выпуклости узкой грани и механических свойств затвердевшего металла.

В ранее проведенном исследовании [1] было установлено, что увеличение выпуклости узких граней непрерывнолитого слэба толщиной 270 мм вызывает

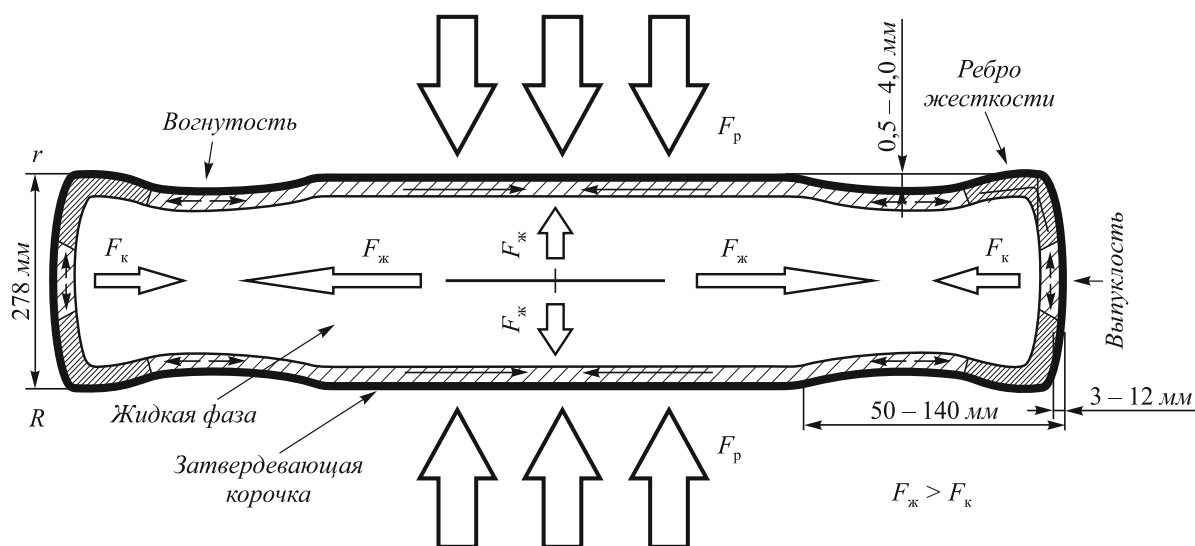


Рис. 3. Схема профиля заготовки сечением 270×1200 мм на выходе из системы, поддерживающей узкие грани

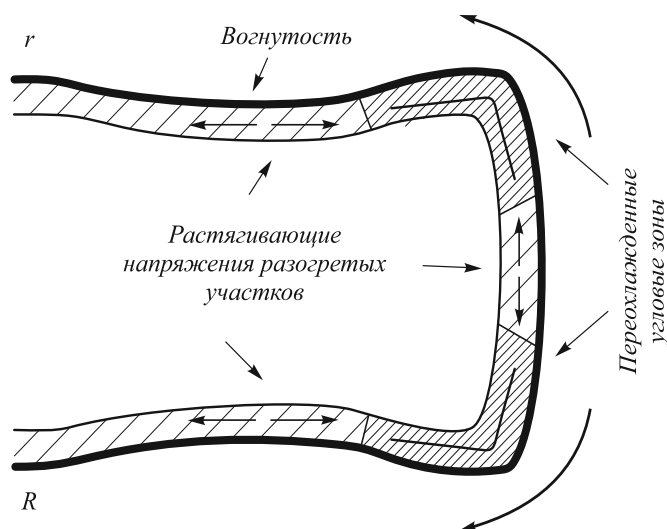


Рис. 4. Схема формирования зоны вогнутости приребровой части широких граней непрерывнолитого слэба

усиление степени развития таких внутренних дефектов заготовки, как осевая рыхлость, осевая химическая неоднородность, внутренние трещины и, как следствие, повышенную отсортировку горячекатаного листа по результатам ультразвукового контроля.

Вогнутость широких граней в приребровой зоне слэба, особенно по следам качания кристаллизатора, способствует зарождению микротрещин на поверхности отливаемой заготовки, которые ухудшают качество поверхности листового проката.

Основные мероприятия для предотвращения искажения профиля слэба сечением 270×1200 мм должны быть направлены на увеличение толщины корочки затвердевшего металла на выходе из поддерживающей системы узких граней заготовки и улучшение самой поддержки [2 – 6]. К таким мероприятиям относятся:

- снижение скорости вытягивания слэба из кристаллизатора;
- уменьшение температуры разливаемого металла;

– увеличение конусности узких стенок кристаллизатора;

– увеличение протяженности поддерживающей системы узких граней под кристаллизатором и др.

Следует отметить, что снижение средней скорости вытягивания слэба из кристаллизатора одноручевой МНЛЗ, являющееся наиболее действенным средством, нежелательно из-за уменьшения производительности как машины, так и всего цеха. Протяженность поддерживающей системы узких граней заготовки под кристаллизатором лимитируется расстоянием между кристаллизатором и нулевой секцией зоны вторичного охлаждения МНЛЗ, поэтому трудно реализуемо на эксплуатирующейся машине. Для предотвращения искажения профиля слэба сечением 270×1200 мм рекомендуется опробовать остальные предложенные мероприятия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2013. № 1 (41). С. 27 – 30.
2. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Наука и производство Урала: Межрегион. сб. научн. тр. – Новотроицк: НФ НИТУ «МИСиС», 2013. Вып. 9. С. 57 – 61.
3. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Теория и технология металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. – Магнитогорск: МГТУ им. Г.И. Носова, 2012. Вып. 12. С. 68 – 74.
4. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2013. № 1. С. 38 – 41.
5. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Достижения и перспективы естественных и технических наук: Сб. науч. тр. II Междунар. научно-практич. конф. – Ставрополь: Логос, 2012. С. 90 – 95.
6. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. // Технические науки – основа современной инновационной системы: Сб. науч. тр. II Междунар. научно-практич. конф. – Йошкар-Ола: Коллоквиум, 2013. С. 102 – 105.

© 2014 г. Е.А. Шевченко, А.М. Столяров,
А.Н. Шаповалов, К.В. Баранчиков
Поступила 8 ноября 2013 г.

УДК 621.7

Л.М. Глухов, А.А. Герасимова, А.Г. Радюк

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ШЛИКЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ*

Аннотация. Исследован процесс лазерной наплавки шликерных покрытий из порошков окисей магния и алюминия на поверхность металлургического инструмента с целью повышения и восстановления его эксплуатационных характеристик. Установлено, что толщина слоя обмазки, при которой не образуются дефекты наплавленного покрытия, зависит от скорости лазерной обработки и мощности излучения. Даны рекомендации по режимам обработки шликерных покрытий.

Ключевые слова: лазерная наплавка покрытий, шликерная обмазка, скорость обработки, мощность лазерного излучения, дефекты покрытия.

L.M. Glukhov, A.A. Gerasimova, A.G. Radjuk

National University of Science and Technology "MISIS"

RESTORATION OF METALLURGICAL PERFORMANCE TOOL WITH LASER MELTING SLIP COATINGS

Abstract. The study shows a laser welding process of slip coating powders of magnesium and aluminum oxides on the surface of the tool steel to enhance and restore its performance. It was found that the thickness of the plastering layer, whereby weld defects are formed coating, depends on processing speed and power of laser radiation. The article includes the recommendations on treatment regimens slip coatings.

Keywords: laser cladding coatings, slip coating, processing speed, laser power, coating defects.

E-MAIL: glukhov@misis.ru

Одним из путей восстановления и улучшения эксплуатационных свойств металлургического инструмента (погружные стаканы, шибера, заслонки и т.д.) является наплавка на его поверхность шликерных покрытий со специальными свойствами [1]. Для этой цели были опробованы покрытия на основе мелкодисперсных порошков из окисей магния и алюминия, а также силикатного клея в качестве связующего компонента, наносимые на керамический материал. К числу основных требований при нанесении покрытий относится качество поверхности: рельеф и отсутствие опасных трещин и пор, которые резко снижают эксплуатационные характеристики материалов. Поэтому были исследованы зависимости качества поверхности наплавленного слоя от толщины порошковой шликерной обмазки h , скорости обработки лазерным лучом V и мощности излучения P .

При взаимодействии лазерного излучения со шликерной обмазкой наблюдали следующую картину: при малых мощностях происходило неполное проплавление шликера, по мере увеличения мощности глубина проплавления увеличивалась, но при полном проплавлении покрытия наплавленный валик представлял цепочку изолированных капель (рис. 1).

С дальнейшим увеличением мощности тип валика характеризовался равномерностью геометрических размеров по длине и хорошим контактом с керамической основой. Наличие трещин и пор (рис. 2) наблюдали визуально и с помощью оптического микроскопа Neophot-21 с увеличением от 50 до 100.

В процессе экспериментов установлено, что при фиксированной мощности излучения граница начала образования дефектов смещается в сторону меньших толщин (рис. 3). Аналогично при фиксированной скорости обработки образование трещин в покрытии смещается в сторону меньших толщин при увеличении мощности излучения (рис. 4).

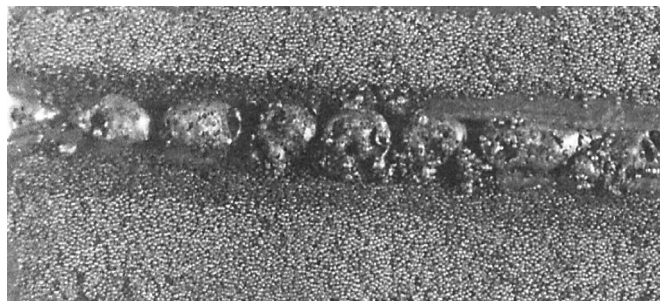
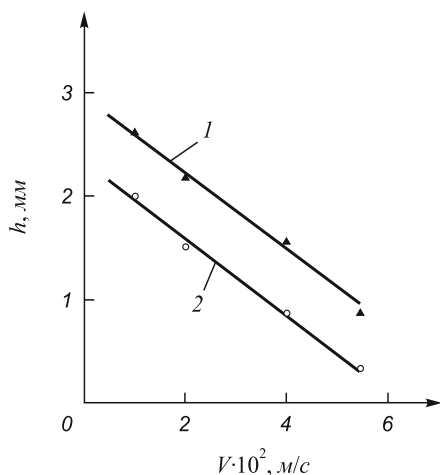
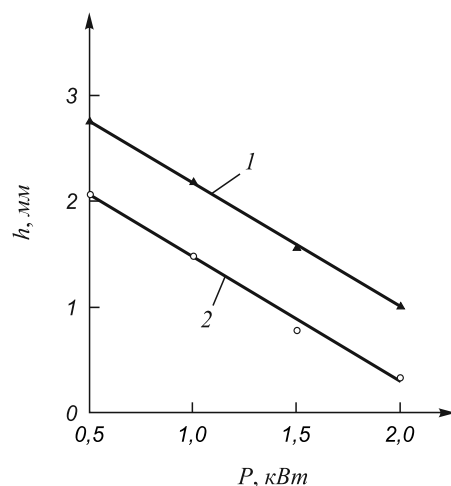


Рис. 1. Общий вид наплавленного шликерного покрытия при его полном проплавлении

* Работа выполнена в рамках государственного задания на НИР в 2013 г. Проект № 7.3138.2011 от 08.02.2013.

Рис. 2. Трещины и поры в наплавленном покрытии, $\times 50$ Рис. 3. Зависимость толщины слоя обмазки h , при которой наблюдаются трещины и поры, от скорости обработки V :
 $1 - P = 1 \text{ кВт}$; $2 - P = 1,5 \text{ кВт}$

Таким образом, на основании полученных результатов, исходя из технологических возможностей лазерного оборудования (скорость обработки и мощность лазера), можно дать рекомендации по оптимальным толщинам шликерной обмазки. С другой стороны, имея заданную толщину наплавленного слоя, по полученным данным можно определить оптимальные (с точки зрения качества покрытия) параметры лазер-

Рис. 4. Зависимость толщины слоя обмазки h , при которой наблюдаются трещины и поры, от мощности излучения P :
 $1 - V = 2 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$; $2 - V = 4 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$

ного воздействия (скорость и мощность обработки). Следует отметить, что разработка технологических процессов поверхностной лазерной обработки и наплавки антикоррозионных покрытий на металлургический инструмент требует решения определенных технологических задач. Это, в первую очередь, разработка устройства дозатора для равномерного нанесения шликерной обмазки на внешнюю и внутреннюю поверхность инструмента; разработка оптической схемы подвода излучения в зону обработки; выбор устройства – манипулятора для перемещения обрабатываемого изделия или детали в процессе лазерного излучения; создание программного обеспечения для управления перемещением объекта и лазерным лучом с возможностью оперативной переналадки при изменении номенклатуры обрабатываемых деталей и т.д. Пример решения подобных задач приведен в работе [2] для процесса двусторонней лазерной обработки керамических погружных стаканов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.
2. Глухов Л.М. // Черные металлы. 2010. Ноябрь. С. 17 – 22.

© 2014 г. Л.М. Глухов, А.А. Герасимова, А.Г. Радюк
Поступила 17 сентября 2013 г.

А.А. Акбердин¹, Ю.С. Юсфин², Т.Б. Тойманкулов¹

¹Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ДИАГРАММА РАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА СИСТЕМЫ Fe–Si–Mn–B

Аннотация. Построена диаграмма фазового состава четырехкомпонентной металлической системы Fe–Si–Mn–B и создана ее математическая модель. Разработанная на ее основе компьютерная программа позволяет рассчитать вид и количество образующихся в этой системе вторичных фаз при известном химическом составе металла. Приведены примеры расчета фазового состава борсодержащего ферросиликомарганца, а также железа, марганца, кремния, бора с примесными элементами. Диаграмма и компьютерная программа могут быть использованы для формирования ферросплавов с высокой раскислительной и легирующей способностью, а также выбора способов рафинирования металлов от нежелательных примесей.

Ключевые слова: диаграмма, фаза, модель, раскисление, легирование, бор.

A.A. Akberdin¹, Yu.S. Yusfin², T.B. Toymankulov¹

¹Chemical-Metallurgical Institute. J. Abisheva

²National University of Science and Technology "MISIS"

CHART OF EQUILIBRIUM PHASE COMPOSITION OF Fe–Si–Mn–B

Abstract. The study describes the diagram of the four-phase composition of metallic system Fe–Si–Mn–B and establishes its mathematical model. Developed computer software allows to calculate the type and quantity of waste of secondary phases in this system with known chemical composition of the metal. Examples of the calculation of the phase composition of boron-containing ferrosilicon manganese, and iron, manganese, silicon, boron impurity elements are shown. The diagram and computer software may be used to form a high deoxidizing ferroalloys and ability doping and selection methods for refining metals from unwanted impurities.

Keywords: diagram, phase model, deoxidation, alloying, boron.

E-MAIL: akberdin.38@mail.ru

Интерес к производству высококачественных борсодержащих сталей побуждает металлургов совершенствовать не только способы использования для легирования традиционно производимого FeB, но разрабатывать новые, комплексные, имеющие ряд преимуществ перед бинарными. К таковым можно отнести ферросиликомарганец с бором (FeSiMnB), присутствие в котором кремния и марганца должно повысить эффект влияния бора на свойства стали и сократить расходы кремнистых и марганцевых ферросплавов.

В настоящей работе предпринята попытка построить диаграмму фазового состава четырехкомпонентной системы Fe–Si–Mn–B и дать математическую модель для оценки вида и количества образующихся в ней вторичных фаз. Это позволит целенаправленно формировать состав ферросплава с высокой раскислительной или легирующей способностью, находить условия рафинирования железа, кремния, марганца, бора, когда указанные компоненты являются примесными в базовом металле.

В графическом изображении четырехкомпонентная система Fe–Si–Mn–B представляет собой тетраэдр, сложенный из четырех трехкомпонентных систем. При их анализе для построения диаграммы производился отбор только конгруэнтно плавящихся соединений.

Система Fe–Si–Mn состоит из трех частных бинарных систем: Fe–Si; Fe–Mn и Si–Mn. В первой имеется пять силицидов железа: Fe₃Si; Fe₂Si; Fe₅Si₃; FeSi; FeSi₂, три из которых (Fe₃Si, Fe₅Si₃, FeSi₂) плавятся с разложением и не взяты для построения диаграммы. Во второй двойные соединения отсутствуют, а в третьей имеются четыре силицида марганца: Mn₃Si; Mn₅Si₃; MnSi; Mn₁₁Si₁₉, два из которых (Mn₃Si, Mn₁₁Si₁₉) плавятся инконгруэнтно. При наличии таких данных, триангуляция тройной системы Fe–Si–Mn с использованием метода термодинамически-диаграммного анализа (ТДА) [1, 2] позволяет разбить ее на пять стабильных треугольников сосуществующих фаз (рис. 1, а).

Система Fe–Si–B складывается из трех двойных систем: Fe–Si, имеющиеся в которой силициды железа были перечислены выше; Fe–B, где имеются два би-

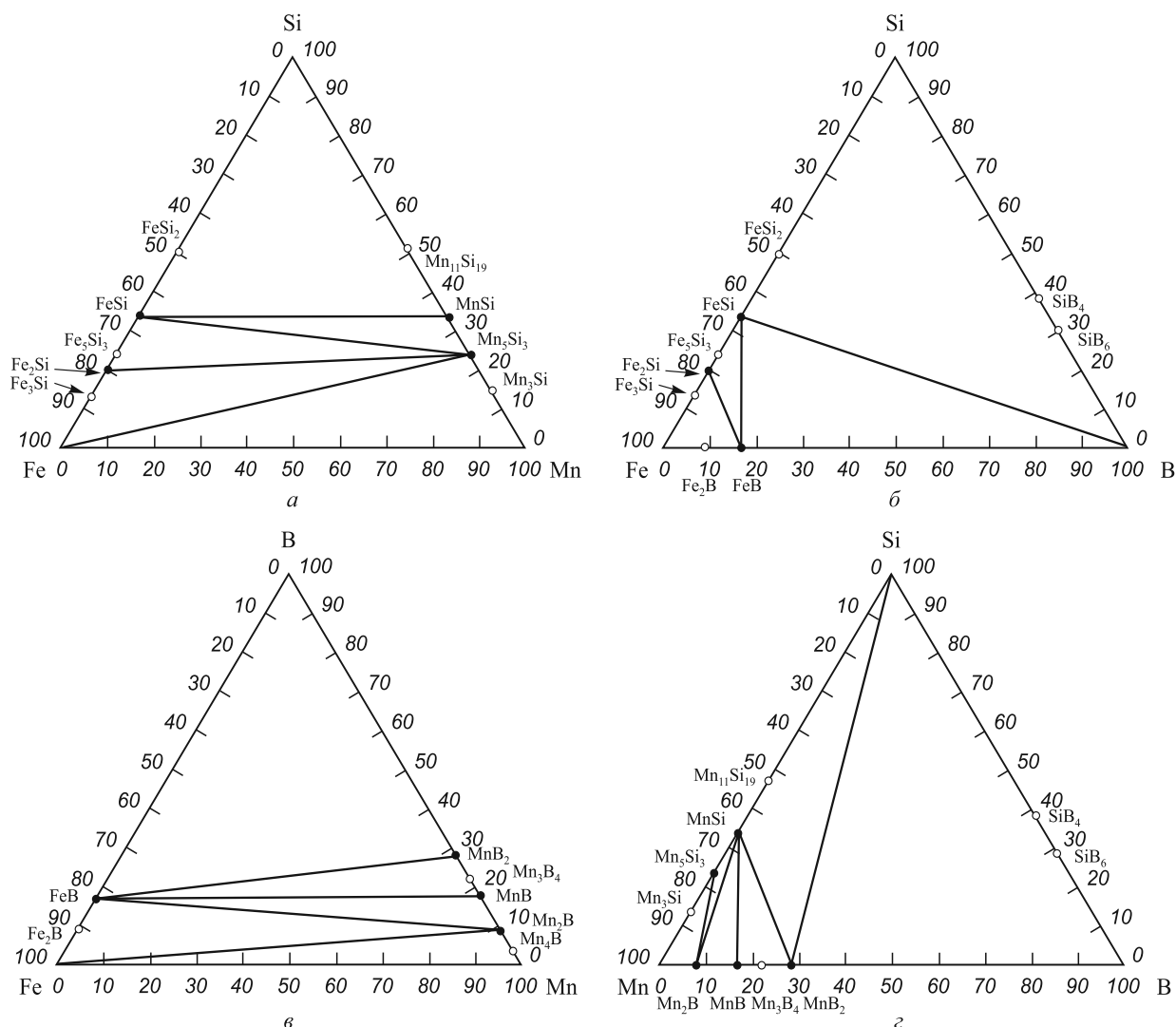


Рис. 1. Фазовые диаграммы частных систем:
а – Fe–Si–Mn; б – Fe–Si–B; в – Fe–Mn–B; г – Mn–Si–B

нарных соединения FeB и Fe_2B , последний из которых плавится инконгруэнтно и не принят для построения диаграммы и Si–B, которая складывается из двух инконгруэнтных соединений SiB_4 и SiB_6 (рис. 1, б).

Система Fe–Mn–B состоит из трех двойных систем: Fe–Mn – не имеет бинарных соединений; Fe–B, имеющиеся в которой бориды железа были перечислены выше; Mn–B, где имеются три конгруэнтных (Mn_2B , MnB, MnB_2) и два инконгруэнтных соединения (Mn_3B_4 , MnB_4). Триангуляция выявила в системе Fe–Mn–B пять термодинамически-устойчивых областей (рис. 1, в).

Система Mn–Si–B состоит из трех бинарных систем: Mn–Si, Si–B и Mn–B. Все три двойные системы были описаны выше в трех тройных системах. С использованием метода ТДА эта система разбивается на шесть устойчивых областей (рис. 1, г).

Наличие всех четырех частных трехкомпонентных систем позволяет построить фазовую диаграмму четырехкомпонентной системы Fe–Si–Mn–B

(рис. 2). Она складывается из 13 элементарных тетраэдров сосуществующих фаз:

Fe–Mn– Mn_2B – Mn_5Si_3 ; FeSi– Mn_5Si_3 – Mn_2B –MnSi;
MnB–MnSi–FeSi– Mn_2B ; MnSi– MnB_2 –FeSi–MnB;
FeSi–MnSi– MnB_2 –Si; Fe– Mn_2B –FeB– Fe_2Si ;
FeB–FeSi– Fe_2Si – Mn_2B ; FeB– MnB_2 –FeSi–B;
FeB–MnB–FeSi– MnB_2 ; FeB– Mn_2B –FeSi–MnB;
Si–B– MnB_2 –FeSi; Fe_2Si – Mn_5Si_3 –FeSi– Mn_2B ;
Fe– Mn_5Si_3 – Fe_2Si – Mn_2B .

Для каждого из тетраэдров с использованием балансового метода [3] найдены уравнения, связывающие фазовый состав металла с химическим. По полученным зависимостям (алгоритмам) создана компьютерная программа. Порядок расчета сводится к вводу с пульта химического

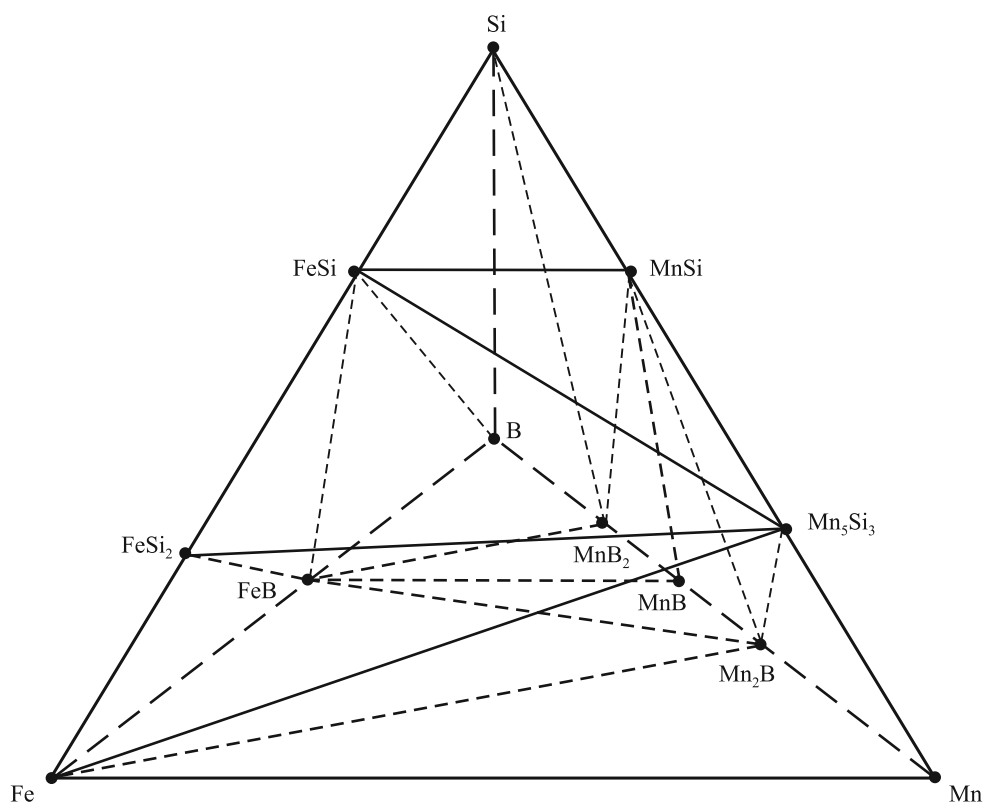


Рис. 2. Фазовая диаграмма системы Fe–Si–Mn–B

Расчетный фазовый состав сплавов, %

Номер сплава	Химический				Фазовый			
	Fe	Si	Mn	B	Fe	Mn ₅ Si ₃	Fe ₂ Si	Mn ₂ B
1	14,84	19,8	64,36	1	2,377068	70,913608	15,598214	11,111111
2	Mn	Fe	Si	B	Mn	Fe	Mn ₂ B	Mn ₅ Si ₃
	99,9995	1·10 ⁻⁴	1·10 ⁻⁴	3·10 ⁻⁴	99,99614	0,0001	0,003333	0,000427
3	Si	Fe	Mn	B	Si	B	MnB ₂	FeSi
	99,99995	2·10 ⁻⁵	1·10 ⁻⁵	2·10 ⁻⁵	99,99994	1,61·10 ⁻⁵	1,39·10 ⁻⁵	3,00·10 ⁻⁵
4	B	Fe	Si	Mn	B	FeB	MnB ₂	FeSi
	99,3	0,1	0,4	0,2	99,78022	0,000891	0,069638	0,149251

состава сплава. Компьютер находит элементарный тетраэдр, в котором находится сплав, и автоматически выдает его фазовый состав в массовых процентах.

В таблице в качестве примера приведены результаты расчета фазового состава некоторых сплавов с использованием созданной компьютерной программы.

Первый из них – выплавляемый на заводах ферросиликомарганец, куда введен 1 % В. В качестве фазовых составляющих в нем присутствуют железо и силициды марганца и железа (Mn₅Si₃, Fe₂Si), а бор связан с марганцем в виде борида марганца (Mn₂B).

Второй, третий и четвертый сплавы представляют собой металлический марганец, а так же кристаллические кремний и бор, где остальные элементы присутствуют в виде примесей.

Представляется, что знание форм и количества образующихся в сплавах фаз может служить ориентиром для производства ферросплавов с высокой раскислительной и легирующей способностью, а также подбора способов очистки металлов от нежелательных примесей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Процюк А.П., Карапетьянц М.Х. // ЖПХ. 1977. Т. 50. Вып. 1. С. 169.
2. Бережной А.С. Многокомпонентные системы окислов. – Киев: Наукова думка, 1970. – 544 с.
3. Акбердин А.А. //КИМС. 1995. № 3. С. 92 – 93.

© 2014 г. А.А. Акбердин, Ю.С. Юсфин, Т.Б. Тойманкулов
Поступила 22 октября 2013 г.

УДК 669.15

*А.В. Поздняков, А.Ю. Чурюмов, А.А. Царьков,
А.И. Базлов, А.Н. Солонин*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ТИ/В НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА*

Аннотация. Стали с высоким содержанием бора являются практически единственным конструкционным материалом для изготовления стеллажей уплотненного хранения отработавшего ядерного топлива. Исследовано влияние соотношения концентраций Ti/B и скорости охлаждения на микроструктуру, фазовый состав и твердость стали с повышенным содержанием бора (более 2 %). Показано, что микроструктура стали состоит из частиц боридов $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ и TiB_2 , равномерно распределенных в ферритной основе. Увеличение скорости охлаждения приводит к уменьшению размеров TiB_2 с 20 до 2 мкм, образованию более дисперсной эвтектики феррит + $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ и, как следствие, повышению твердости.

Ключевые слова: сталь, бориды, микроструктура, твердость.

*Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu., Tsarkov A.A.,
Bazlov A.I., Solonin A.N.*

National University of Science and Technology "MISIS"

INFLUENCE OF THE RATIO TI/B ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF STEEL WITH HIGH BORON CONTENT

Abstract. Steels with high boron content are the most used material for the compact storage racks for used nuclear fuel. The influence of the concentration ratio of Ti/B and the cooling rate on the microstructure and hardness of the steel with a high content of boron was investigated. It is shown that the microstructure of steel is composed of particles of $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ and TiB_2 , uniformly distributed in the ferrite matrix. Increasing the cooling rate leads to a decrease TiB_2 sizes from 20 to 2 micrometers and to disperse of the eutectic ferrite + $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ and, consequently, increased the hardness.

Keywords: steel, borides, microstructure, hardness.

E-MAIL: pozdniakov@misis.ru

Коррозионностойкие стали с высоким содержанием бора являются практически единственным конструкционным материалом для изготовления стеллажей уплотненного хранения отработавшего ядерного топлива благодаря высокой способности бора поглощать нейтронное излучение. Помимо способности поглощать нейтроны, сталь должна обладать также хорошим комплексом антикоррозионных, механических свойств и технологичностью при обработке давлением. Последнее свойство определяется микроструктурой и фазовым составом литых полуфабрикатов. В работах [1, 2] показано, что добавление титана в количестве одного атома на каждый атом бора (массовое соотношение $\text{Ti/B} = 2,7$) положительно сказывается на пластичности стали при комнатной температуре как в литом, так и в горячекатаном состоянии. Это в основном связано с из-

мельчением зерна и уменьшением размера боридов [3], а также с образованием диборидов титана (TiB_2) вместо боридов железа и хрома $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ [4, 5] благодаря большей термодинамической стабильности первых [6, 7]. Однако, из-за большого количества в структуре хрупких боридов, сталь обладает низким уровнем пластичности как при комнатной, так и при повышенных температурах. В связи с этим содержание бора в применяемых в настоящее время сталях ограничено 1,8 % (по массе) (сталь ЧС-82). Для уменьшения отрицательного влияния боридов применяли разные способы, такие как, например, ультразвуковая обработка расплава [8]. В настоящей работе исследовано влияние соотношения концентраций Ti/B и скорости охлаждения на микроструктуру, фазовый состав и твердость стали с повышенным содержанием бора (более 2 %). Исследование таких сталей является актуальным в связи с переходом атомных станций на более обогащенное топливо и ужесточением требований к конструкционным материалам, в частности по поглощающей способности.

В качестве объекта исследования были выбраны образцы стали, содержащей, % (по массе) 13,0 – 14,7 Cr,

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации по реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме: «Создание современного производства стеллажей хранения тепловыделяющих сборок с использованием стали с повышенным содержанием бора».

10,0 – 12,0 Ti, 2,2 – 3,8 В с небольшим количеством технологических примесей. В таблице представлены составы трех исследуемых сталей. В малых количествах во всех сталях присутствуют примеси S, P, Ni, W, V, N, Al, Nb и Ce с суммарной концентрацией не более 0,5 % (по массе).

Для выплавки стали использовали следующие материалы: Fe (99,9 %), Cr (99,9 %), Ti (99,9 %), ферробор (ФБ20). Плавку проводили в индукционной вакуумной печи Indutherm MC 20V. Массу одной плавки составляла 40 – 55 г. Разливку проводили с температур 1450 – 1550 °С в графитовую изложницу, а также охлаждали расплав в тигле.

Образцы для микроструктурных исследований подготавливали на шлифовально-полировальной установке Struers Labopol-5. Микрорентгеноспектральный анализ состава фаз проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Vega 3 LMN с энергодисперсионным детектором X-Max 80.

Количественные измерения параметров микроструктуры образцов выполняли с использованием сис-

темы анализа изображения Axiovert 200MMAT с программным обеспечением Axiovision 4.5.

Твердость стали определяли методом Виккерса на твердомере ИТ 5010. На индентор подавалась нагрузка 5 кг, на каждом образце проводили по пять измерений.

Микроструктура стали № 1 после заливки в графитовую изложницу состоит из дисперсных темных частиц боридов титана TiB_2 , равномерно распределенных в плоскости шлифа, серых дендритов феррита и темно-серой феррито-боридной эвтектики (феррит + $(Fe, Cr)_2B$) (рис. 1, а). При охлаждении с тиглем происходит образование более крупных темных перистых частиц боридов титана TiB_2 и формируется более грубая микроструктура.

Снижение концентрации бора и одновременное повышение соотношения Ti/B в стали, охлажденной в изложнице, приводит к образованию более дисперсной эвтектики (феррит + $(Fe, Cr)_2B$) и снижению объемной доли частиц TiB_2 средним размером 2 мкм с 13 до 10 % (рис. 1, а, в, д и 2, а). При охлаждении с тиглем размер частиц TiB_2 в продольном направлении дохо-

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Номер стали	Cr	Ti	B	Mn	Si	Примеси	Fe	Ti/B
1	13	12	3,8	0,5	0,4	<0,5	Остальное	3,2
2	13,5	10,5	2,7	0,6	0,4	<0,5	Остальное	4
3	14,7	10,0	2,2	0,6	0,6	<0,5	Остальное	4,6

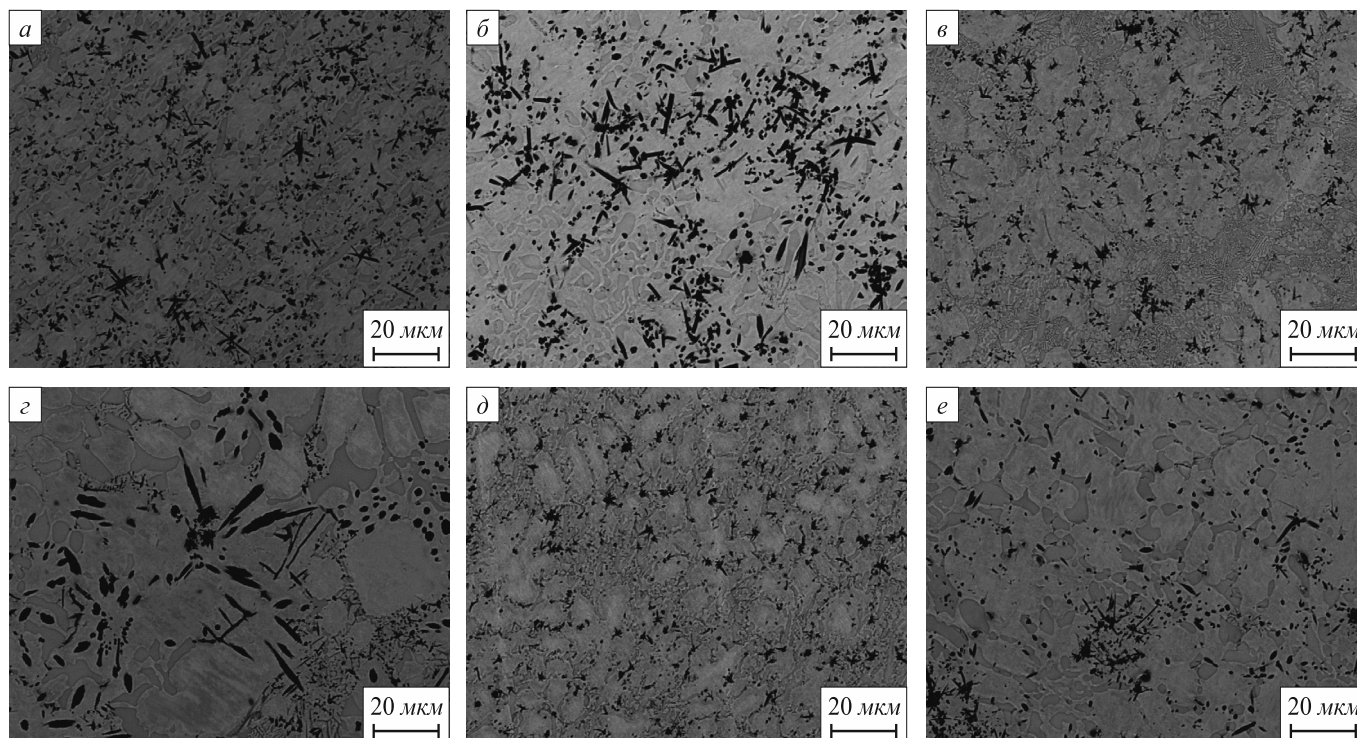


Рис.1. Микроструктура сталей № 1 (а, б), № 2 (в, г) и № 3 (д, е): а, в, д – литые в кокиль; б, г, е – охлаждение с тиглем

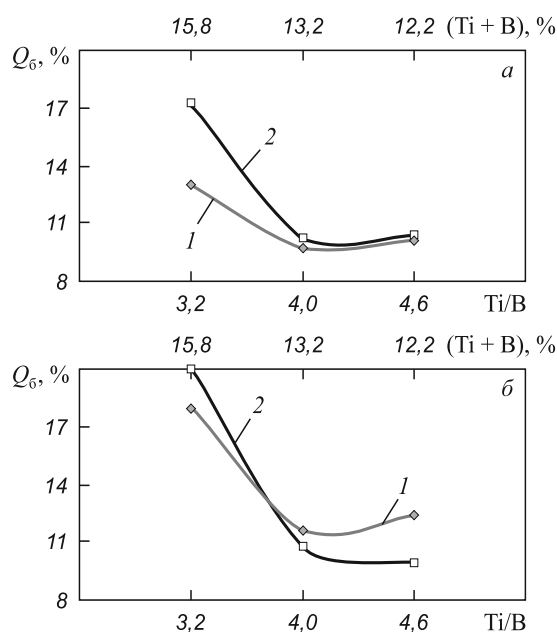


Рис. 2. Изменение объемной доли боридов в зависимости от увеличения соотношения Ti/B и снижения концентрации (Ti + B), % (по массе): а – литье в кокиль; б – охлаждение с тиглем; 1 – TiB_2 ; 2 – $(Fe, Cr)_2B$

дит до 20 мкм, а в поперечном не превышает 3 мкм (рис. 1, б, з, е). Снижение концентрации бора с одновременным повышением соотношения Ti/B приводит к уменьшению объемной доли $(Fe, Cr)_2B$ примерно с 20 до 10 % (рис. 2, б). Вероятнее всего, большего снижения количества нежелательного борида $(Fe, Cr)_2B$ можно добиться, уменьшив концентрацию Cr в стали, однако это приведет к потере антикоррозионных свойств. В результате наиболее благоприятной для обработки давлением микроструктуры можно достичь при соотношении концентраций Ti/B = 4,6 и концентрации бора примерно 2,2 %.

Из рис. 3 видно, что с увеличением соотношения Ti/B и снижением концентрации (Ti + B) в литой стали происходит падение твердости на 80 – 100 HV. Кроме того, более дисперсная микроструктура стали, охлажденной в графитовой изложнице, обеспечивает уровень твердости примерно на 50 HV выше, чем при охлаждении с тиглем.

Выводы. Проведен анализ влияния соотношения Ti/B, концентрации Ti и B и скорости охлаждения при кристаллизации на микроструктуру и фазовый состав

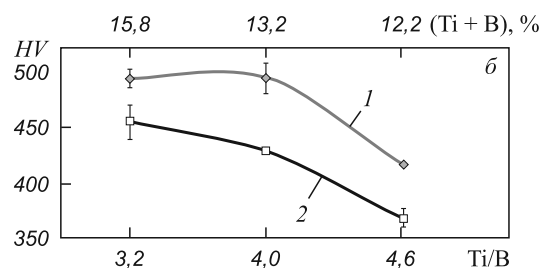


Рис. 3. Изменение твердости стали в зависимости от увеличения соотношения Ti/B и снижения концентрации (Ti + B), % (по массе): 1 – охлаждение в изложнице; 2 – охлаждение в тигле

стали с высоким содержанием бора. Показано, что микроструктура стали состоит из частиц боридов $(Fe, Cr)_2B$ и TiB_2 , равномерно распределенных в ферритной основе. Увеличение скорости охлаждения приводит к уменьшению размеров TiB_2 с 20 до 2 мкм, образованию более дисперсной эвтектики (феррит + $(Fe, Cr)_2B$) и, как следствие, повышению твердости. Снижение концентрации бора и одновременное повышение соотношения Ti/B приводит к уменьшению объемной доли боридов, практически не меняя их относительного содержания. В результате наиболее благоприятной для обработки давлением микроструктуры можно достичь при соотношении концентраций Ti/B = 4,6 и концентрации бора примерно 2,2 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. He L., Liu Y., Li J., Li B. // Materials and Design. 2012. Vol. 36. P. 88 – 93.
2. Liu Y., Li B., Li J. et al // Materials Letters. 2010. Vol. 64. P. 1299 – 1301.
3. Zhong L., Xiang C., Yan-xiang L., Kai-hua H. // Journal of iron and steel research, international. 2009. Vol. 16(3). P. 37 – 42.
4. Tanaka K., Saito T. // Journal of Phase Equilibria. 1999. Vol. 20 (3). P. 207 – 214.
5. Raghavan V. // Journal of Phase Equilibria. 2003. Vol. 24 (5). P. 459 – 460.
6. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.
7. Бор, его соединения и сплавы. / Г.В. Самсонов, Л.Я. Марковский, А.Ф. Жигач, М.Г. Валяшко. – Киев: АН УССР, 1960. – 590 с.
8. Alshevskii L.E., Kuzmichev Yu.S., Kurochkina L.M., et al. // Atomnaya Energya. 1964. Vol. 20. P. 440 – 442.

© 2014 г. Поздняков А.В., Чурюмов А.Ю., Царьков А.А.,
Базлов А.И., Солонин А.Н.
Поступила 13 ноября 2013 г.

УДК 621.315.537.311.3

В.В. Конашков, В.С. Цепелев

Уральский федеральный университет

**ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ РЕЛАКСАЦИИ
АМОРФИЗУЮЩИХСЯ РАСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА***

Аннотация. Методом крутильных колебаний изучены временные зависимости кинематической вязкости аморфизирующихся расплавов на основе системы Fe–B–Si. Исследования проведены с двумя сериями образцов одинакового химического состава, выплавленных по разной технологии. Обнаружен колебательный характер изменения вязкости во времени в ходе изотермической выдержки. Путем сопоставления результатов изучения температурных и временных зависимостей уточнены ранее полученные результаты по вязкости рассматриваемых сплавов. Выявлены важные закономерности изменения вязкости в процессе релаксации расплава. Предложен механизм, объясняющий обнаруженные особенности. Обозначены направления дальнейших исследований, которые позволят оптимизировать температурно-временные режимы выплавки рассматриваемых сплавов.

Ключевые слова: аморфные материалы, магнитомягкие материалы, магнитопроводы, металлический расплав, энтропия.

V.V. Konashkov, V.S. Tsepelev

Ural Federal University

**FEATURES OF RELAXATION PROCESSES
OF AMORPHOUS MELTS ON IRON BASIS**

Abstract. Two industrial samples of brand GM-414 on iron basis were studied by a method of torsional vibrations. These samples had an identical chemical composition, but are melted on different technological modes. Temperature and thermo-time dependences of kinematic viscosity are investigated. Essential deviations of dependences of viscosity from theoretical are revealed. According to the results of research new thermo-time modes of industrial smelting are offered in this article.

Keywords: amorphous materials, magnetic soft materials, magnetic conductor, metallic melt, entropy.

E-MAIL: vvk17@el.ru

Объект проводимых исследований – аморфизирующиеся расплавы на основе железа. Аморфные и нанокристаллические материалы из сплавов на основе железа все шире используются для изготовления магнитопроводов различных трансформаторов [1]. Эти материалы обладают уровнями свойств и их сочетанием, которые невозможно получить у традиционных кристаллических материалов. Однако это сравнительно новый класс материалов, и поэтому существует значительный резерв по дальнейшему повышению служебных характеристик и совершенствованию технологий получения аморфных и нанокристаллических лент.

С точки зрения изучения жидкого состояния, рассматриваемые сплавы представляют особый интерес, поскольку обязательной стадией получения аморфного материала является быстрая закалка из жидкого состояния, при которой все структурные особенности жидкости практически напрямую наследуются аморфной лентой. По этой причине, взаимосвязь жидкого

и твердого состояний в данном случае проявляется наиболее ярко. Кроме того, свойства расплава определяют параметры процесса его закалки из жидкого состояния, а также косвенно, через структуру аморфной ленты, влияют на проведение процесса рекристаллизации аморфной ленты при получении нанокристаллических материалов.

В данной работе использовался крутильно-колебательный метод измерения кинематической вязкости. Обработка экспериментальных результатов проводилась по методу Е.Г. Швидковского [2]. Использована уникальная методика измерений, разработанная в Исследовательском центре физики металлических жидкостей Уральского федерального университета, защищенная более, чем 10 патентами [3]. Эта методика позволяет получать данные с минимальной погрешностью в широком диапазоне температур до 1800 °С, обеспечивая при этом высокую скорость сбора данных (время единичного измерения декремента затухания крутильных колебаний составляет менее 1 мин при погрешности менее 1 %). Это особенно важно при изучении релаксационных процессов в расплавах.

В данной работе исследовался сплав на основе тройной системы Fe–B–Si. Кроме бора и кремния в

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских ученых МК-95.2012.3.

состав сплава входит около 10 легирующих компонентов, которые формируют его магнитные свойства. Бор и кремний при этом являются главными легирующими компонентами, которые позволяют снизить минимально необходимую для получения аморфной структуры скорость охлаждения расплава.

Процесс получения аморфной ленты состоял в выплавке сплава, повторном расплавлении перед быстрой заалкой и разливкой с заалкой из жидкого состояния.

Для проведения экспериментальных исследований были использованы две серии образцов сплавов одинакового химического состава, отобранных между стадиями выплавки и повторного расплавления перед быстрой заалкой:

- первая серия образцов, выплавленных по стандартной технологии (вакуумная индукционная плавка);
- вторая серия образцов, выплавленных в той же индукционной печи, но в атмосфере воздуха.

Аморфная лента, полученная из металла обеих плавок, обладала соизмеримыми характеристиками.

Экспериментальное изучение кинематической вязкости проводилось в два этапа:

- изучение температурных зависимостей вязкости при нагреве и последующем охлаждении;
- изучение зависимостей кинематической вязкости от времени в ходе длительных изотермических выдержек.

Главными целями экспериментальной части исследования являлись:

- поиск отклонений от теоретических зависимостей свойств, т.е. убывающей экспоненциальной зависимос-

ти вязкости от температуры и горизонтальной прямой линии на временной зависимости вязкости;

- поиск различий в проявлениях этих отклонений у разных образцов.

Очень важно, что результаты экспериментов в данном случае дополняются сведениями о служебных характеристиках готовых магнитопроводов, полученных из металла соответствующих плавок.

Ранее авторами уже были выявлены аномальные участки на политермах рассматриваемых расплавов [4]. По данным других исследователей, немонокотность на политермах может проявляться и у более простых систем [5].

В первую очередь было проведено изучение температурных зависимостей вязкости в широком температурном интервале от температуры ликвидуса, которая составила 1170 °С, до 1640 °С. Обобщенные результаты этой серии экспериментов представлены на рис. 1, из которого видны особенности политерм. Обе серии образцов характеризуются расхождением кривых нагрева и охлаждения (гистерезисом), причем вблизи температуры ликвидуса ветвь охлаждения идет выше ветви нагрева. Раскрытие гистерезиса у образцов второй серии, выплавленной без вакуума, более значительное, чем у первой. Абсолютные значения вязкости у образцов второй серии несколько выше. На политермах обеих серий имеются аномальные участки. У первой серии образцов – один аномальный участок при температуре 1350 °С. У второй серии на ветви нагрева присутствуют два аномальных участка при 1350 и 1450 °С. Наличие этих аномалий подтверждается графиками в координатах $\ln(v) = f(1/T)$, где четко видны линейные участки и изломы политерм при температурах аномалий, что говорит об изменении энергии активации вязкого течения (рис. 2). Для каждого линейного участка политермы рассчитаны энергии активации вязкого течения. Энергии активации на каждом линейном участке сильно различаются между собой и имеют тенденцию увеличения с ростом температуры у обеих серий образцов. Повышение энергии активации при переходе через критические точки свидетельствует об увеличении хаотичности в расположении частиц расплава, т.е. повышении его однородности. Поскольку главным отличием рассматриваемых серий образцов вероятно является содержание кислорода и азота, ранее авторами был сделан вывод о том, что одна из двух аномалий у образцов второй серии связана с распадом микрогруппировок атомов с центральным атомом кислорода, а другая с распадом микрогруппировок на основе бора и кремния. Образцы первой серии соответственно имеют лишь одну аномалию, соответствующую распаду микрогруппировок, образованных бором и кремнием [4].

Вторая часть исследования состоит в изучении зависимостей вязкости от времени в ходе изотермических выдержек. Изотермические выдержки проводились при температурах аномалий, выявленных ранее на темпе-

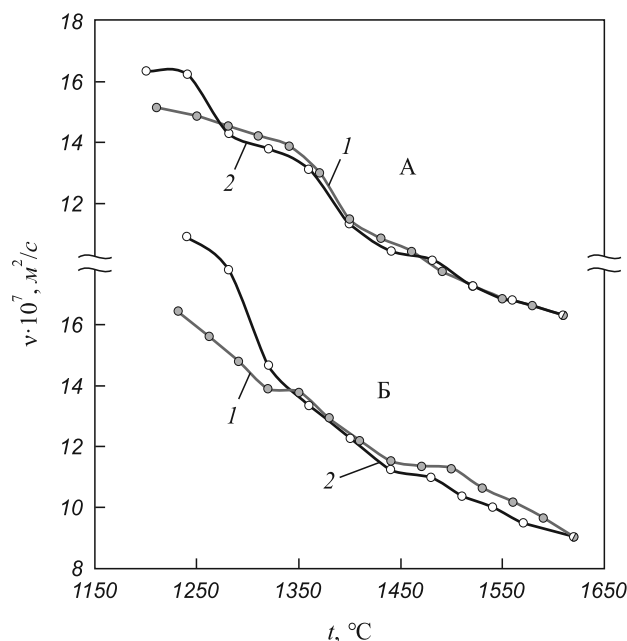


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости сплавов ГМ-417:

А – выплавленных по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи; Б – выплавленных по экспериментальной технологии в индукционной печи без вакуума на воздухе;

1 – нагрев; 2 – охлаждение

температурных зависимостях, а также при промежуточных температурах там, где температурные зависимости подчиняются теоретической экспоненциальной зависимости. Соответственно для образцов первой серии было сделано три выдержки при температурах 1250, 1350 и 1450 °С. Для образцов второй серии сделано пять выдержек при 1250, 1350, 1400, 1450 и 1550 °С.

Продолжительность каждой выдержки составляла около 110 мин. Каждое отдельное измерение вязкости занимает по времени около 50 с. Таким образом, на каждой температуре было получено около 120 точек, что достаточно для предварительного анализа временных зависимостей.

Зависимость вязкости от времени при постоянной температуре у равновесного расплава должна представлять собой горизонтальную прямую с разбросом экспериментальных точек в пределах погрешности измерений (это следует из определения равновесной термодинамической системы). Исходя из этого, анализ временных зависимостей проводится по двум основным направлениям:

- анализ разброса экспериментальных точек, например степени нестабильности вязкости во времени, которую можно охарактеризовать средним квадратом отклонения экспериментальных точек от интерполирующей прямой;
- анализ угловых коэффициентов интерполирующих прямых.

Результаты экспериментов представлены на рис. 3. Для каждой изотермической выдержки методом наи-

меньших квадратов получены уравнения интерполирующих прямых. Эти уравнения приведены на рисунке. Кроме того, для каждой выдержки рассчитаны средние квадраты отклонений экспериментальных точек от соответствующих интерполирующих прямых. Эти значения подписаны рядом с уравнениями прямых.

Первое, что обращает на себя внимание, это знак угловых коэффициентов интерполирующих прямых. Эти коэффициенты отрицательны на всех участках, кроме двух, по одному для каждого образца. Интересно отметить, что температуры, при которых наблюдаются положительные коэффициенты, соответствуют температурам аномалий на политемах.

Вторая особенность состоит в том, что степень нестабильности вязкости во времени имеет максимальные значения на тех же самых аномальных участках с положительными угловыми коэффициентами. Здесь не принимается во внимание степень нестабильности на начальных участках сразу после плавления, поскольку там нестабильность связана с сильной неравновесностью расплава после его нагрева от комнатной температуры за 15 мин. Для объективного учета этого фактора нужно выделить часть начальной изотермы, где этот фактор перестает играть роль.

В работе [4], посвященной рассматриваемым двум образцам, отмечено наличие у образца Б двух аномалий и соответственно трех линейных участков на зависимости $\ln(v) = f(1/T)$ вместо одной аномалии и двух линейных участков у образца А (см. рис. 2) [4]. Предложенное объяснение этого состояло в том, что первая аномалия образца Б соответствует распаду кластеров на основе связей Fe–В и Fe–Si по аналогии с образцом А, тогда как вторая аномалия соответствует изменениям в упорядочении на основе связей Fe–О. Однако из зависимостей вязкости от времени видно, что причиной появления второй аномалии у образца Б вероятно является распад микрогруппировок на основе связей Fe–В и Fe–Si. Изменения в упорядочении на основе связей Fe–О вероятно являются причиной первой, а не второй аномалии у образца Б. Такой вывод следует из того, что при температуре второй аномалии у образца Б, характер временной зависимости вязкости аналогичен временной зависимости у образца А при температуре его единственной аномалии. Сходство состоит, во-первых, в положительном знаке углового коэффициента интерполирующей прямой, и, во-вторых, в увеличении степени нестабильности вязкости во времени в ходе изотермической выдержки при температуре аномалии по сравнению с соседними участками.

Дальнейший анализ зависимостей вязкости от времени в ходе изотермических выдержек состоял в попытке применения к ним отличных от линейных интерполирующих функций. Такой подход предложен в связи с тем, что по полученным данным можно с уверенностью говорить о существенной неравновесности изучаемых расплавов. Изучая временные зависимости,

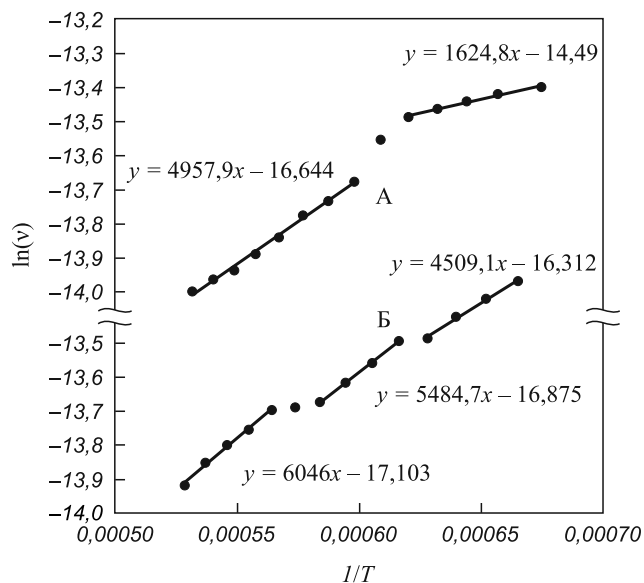


Рис. 2. Температурные зависимости кинематической вязкости сплавов ГМ-414, построенные в координатах $\ln(v) = f(1/T)$ (изображены только ветви нагрева):

А – образцы, выплавленные по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи; Б – образцы, выплавленные по экспериментальной технологии в индукционной печи без вакуума на воздухе. Уравнения линейных зависимостей получены методом наименьших квадратов отдельно для каждого участка

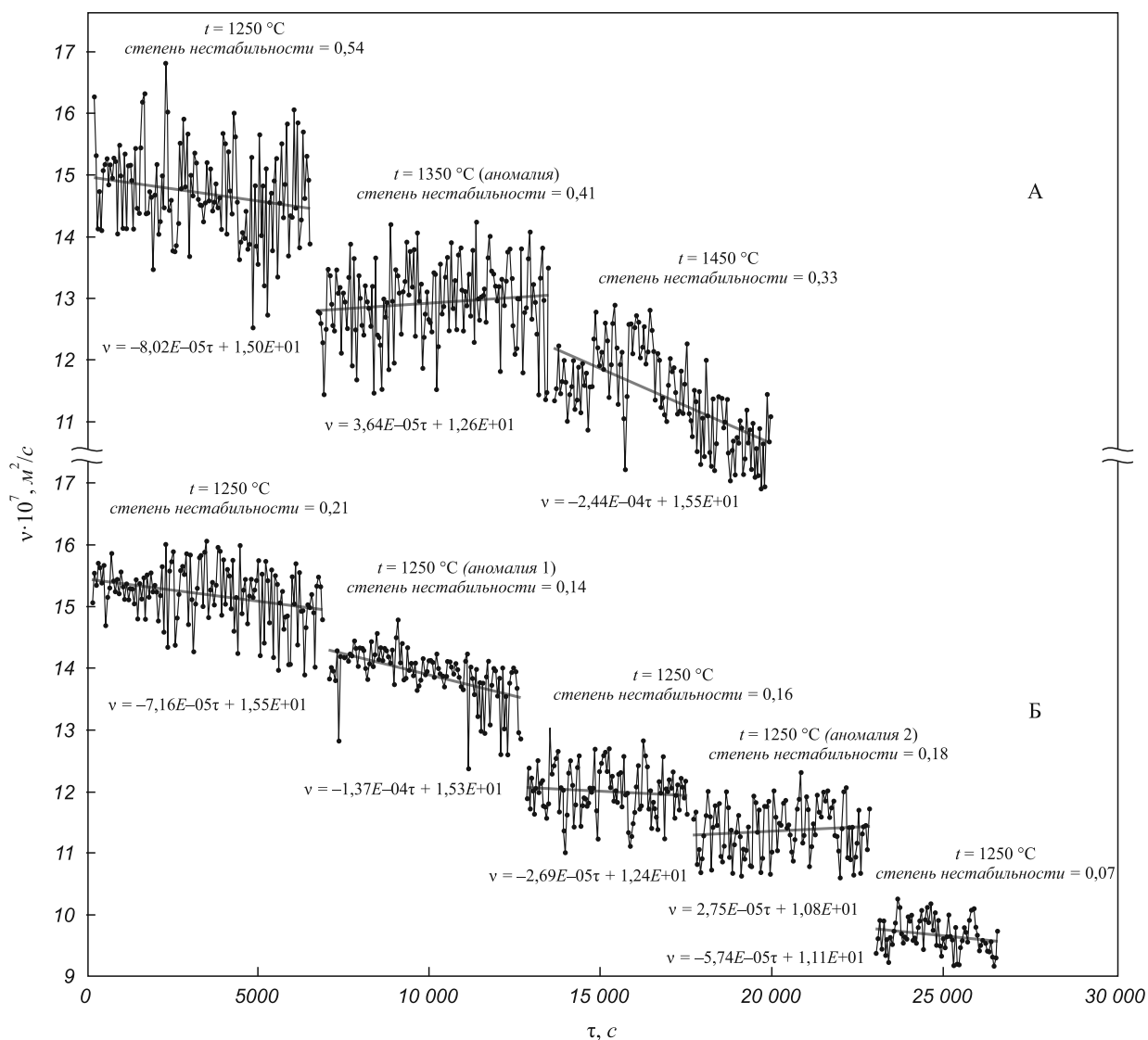


Рис. 3. Зависимости вязкости от времени в ходе изотермических выдержек:

А – образцы, выплавленные по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи; Б – образцы, выплавленные по экспериментальной технологии в индукционной печи без вакуума на воздухе. Уравнения линейных зависимостей получены методом наименьших квадратов отдельно для каждого участка

мы, по сути, наблюдаем за процессом релаксации неравновесной термодинамической системы. Степень нелинейности зависимостей свойств в таком случае может служить показателем степени неравновесности системы, так же как и степень неустойчивости (исходя из определения равновесной термодинамической системы). В качестве интерполирующей функции был применен полином второго порядка. Оказалось, что применение полинома второго порядка почти не повлияло на среднее квадратичное отклонение экспериментальных точек, за исключением временных зависимостей, полученных сразу после перехода через температуру аномалии. В этих случаях среднее квадратичное отклонение существенно уменьшилось за счет применения полинома второго порядка по сравнению с линейной зависимостью. Таким образом, при интенсивных изменениях ближнего порядка в распла-

ве, временная зависимость вязкости гораздо лучше описывается полиномом второго порядка. Это свидетельствует о существенной неравновесности исходного расплава. Интересно отметить, что если отбросить начальный участок такой квадратичной временной зависимости, то оставшаяся часть описывается прямой линией, т.е. при небольших отклонениях от равновесия зависимость линейна. Можно провести аналогию между наблюдаемыми закономерностями и взаимосвязью термодинамических сил с вызываемыми ими потоками. Тогда изучаемый расплав можно охарактеризовать как сильно неравновесную систему, находящуюся в нелинейной области. Согласно неравновесной термодинамике И. Пригожина [6], процессы в такой системе могут иметь колебательный характер подобно реакции Белоусова-Жаботинского, что и наблюдается в рассматриваемой системе в виде повышенной степени

нестабильности вязкости от времени при температуре аномалии.

Технологические рекомендации по выплавке данных сплавов состоят в том, что при плавке без использования вакуума необходимо повышать максимальную температуру плавки выше 1450 °С. Это может повлечь нежелательные последствия, например угар легирующих компонентов сплава, уменьшение ресурса футеровки, повышенные энергозатраты и др.

Выводы. Полученные зависимости вязкости от времени в ходе изотермических выдержек подтвердили сделанные ранее выводы о структурных превращениях в расплаве и температурах, при которых эти превращения происходят.

Обнаружено, что при температурах аномалий на политермах зависимости вязкости от времени во-первых, характеризуются повышенной степенью неустойчивости и, во-вторых, положительным угловым коэффициентом интерполирующей прямой.

Характер зависимостей вязкости от времени и его изменение с температурой свидетельствуют о невозможности замены нагрева выше температуры аномалии длительной изотермической выдержкой. На это указывает разный знак углового коэффициента интерполирующей прямой при температуре аномалий и при всех остальных температурах.

Структурные изменения, происходящие в расплаве при температурах аномалий, связаны с увеличением хаотичности в расположении частиц расплава. Такой вывод сделан, исходя из модельных представлений (увеличение хаоса – это распад прочных неравновесных атомных группировок-кластеров, который приводит к вовлечению в вязкое течение наиболее сильных межатомных связей, ранее блокированных внутри кластеров).

Обнаружен нелинейный характер временной зависимости вязкости после перехода через температуру аномалии на политерме. На фоне этой нелинейнос-

ти также наблюдается и неустойчивость вязкости во времени. Исходя из этого, изучаемый расплав в таких условиях можно охарактеризовать как сильно неравновесную термодинамическую систему с колебательным характером изменения структуры.

Предварительные технологические рекомендации по выплавке данной марки сплава состоят в необходимости нагрева до температуры не менее 1500 °С, выдержке при этой температуре продолжительностью не менее 10 мин и последующем охлаждении. При выплавке в вакууме достаточно 1440 °С и 10 мин соответственно. Дальнейшее уточнение рекомендаций связано с тем, что, вероятно, увеличение максимальной температуры приведет к уменьшению требуемого времени выдержки. Кроме того, не до конца ясна возможность обратного изменения структуры расплава при медленном охлаждении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стародубцев Ю.Н. Теория и расчет трансформаторов малой мощности. – М.: РадиоСофт, 2005. – 320 с.
2. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. – М.: Гос. изд-во техн.-теорет. лит., 1955. – 208 с.
3. Конашков В.В., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Поводатор А.М. // Приборы и техника эксперимента, 2011. № 2. С. 149 – 150.
4. Конашков В.В., Цепелев В.С., Белозеров В.Я., Стародубцев Ю.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 9. С. 21 – 23.
5. Бельтюков А.Л., Меньшикова С.Г., Ладьянов В.И. // Расплавы. 2012. № 2. С. 55 – 62.
6. Пригожин И., Стенгерс И. Порядок из хаоса: Новый диалог человека с природой / Пер. с англ. под ред. В. И. Аршинова, Ю. Л. Климонтовича и Ю. В. Сачкова. – М.: Прогресс, 1986. – 432 с.

© 2014 г. В.В. Конашков, В.С. Цепелев
Поступила 7 октября 2013 г.

УДК 666.233

А.И. Лантев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

КЛАССИФИКАЦИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ «БАЛЛАС» И «КАРБОНАДО»

Аннотация. Изучено строение алмазных поликристаллов, синтезированных при различных давлениях. Установлена зависимость направления роста алмазных кристаллитов поликристаллов от давления синтеза, которая положена в основу классификации поликристаллических алмазов. При синтезе поликристаллических алмазов из изотропного графита происходит образование «балласа» (при давлениях 6,0 – 6,5 ГПа), «карбонадо» (при давлениях 11,0 – 12,0 ГПа) и поликристаллов промежуточного типа (при давлениях 7,5 – 9,0 ГПа).

Ключевые слова: поликристаллический алмаз, баллас, карбонадо, давление, текстура.

A.I. Laptev

National University of Science and Technology “MISIS”

THE CLASSIFICATION OF SYNTHETIC POLYCRYSTALLINE DIAMOND “BALLAS” AND “CARBONADO”

Abstract. The article presents the study of the structure of polycrystalline diamond synthesized at different pressures. The dependence of the direction of growth of crystallites of polycrystalline diamond from the pressure of synthesis was installed. The texture of diamond crystallites formed the basis of the classification of polycrystalline diamond. In the synthesis of polycrystalline diamond from an isotropic graphite is formed “Ballas” (at pressures of 6,0 – 6,5 GPa), “Carbonado” (at pressures of 11,0 – 12,0 GPa), intermediate-type polycrystalline (at pressures of 7,5 – 9,0 GPa).

Keywords: polycrystalline diamond, “Ballas”, “Carbonado”, pressure, texture.

E-MAIL: laptev@isis.ru

Поликристаллы «баллас» и «карбонадо» впервые были синтезированы в 1967 [1] и 1969 [2] гг. соответственно. Название «баллас» и «карбонадо» они получили из-за сходства структуры, определяемой главным образом по размерам кристаллитов [3], с природными аналогами [4]. Деление на две группы было сделано условно по давлению проведения синтеза поликристаллов: «баллас» – при давлении 6,0 – 7,0 ГПа, «карбонадо» – при 8,0 – 12,0 ГПа.

В работах [5, 6] был проведен термодинамический анализ условий синтеза поликристаллов. Несмотря на несколько разный подход при расчете энергии Гиббса при синтезе алмазных поликристаллов, их значения для разных давлений хорошо согласуются. Расчетное значение энергии Гиббса образования алмаза по работе [5] представлено на рис. 1. Термодинамический анализ проводили на основе сравнения процесса кристаллизации алмаза и переохлажденной жидкости. Основным отличием при кристаллизации алмаза была возможность неограниченного его «переохлаждения». Степень «переохлаждения» при кристаллизации алмаза определяется лишь возможностями камеры высокого давления, применяемой для синтеза, поскольку рост поликристалла начинается только при достижении температуры плавления сплава-катализатора. Со степенью «переохлаждения» алмаза (превышения давления над

равновесным) связан размер кристаллитов, составляющих поликристалл, и их деление на различные типы. Влияние давления, температурных условий [7], свойств графита [8], состава сплава-катализатора [9, 10] на процесс синтеза и свойства, а также термические свойства [11, 12] синтезированных поликристаллов подробно представлены в литературе. Установлено, что на их строение влияет давление [4, 7], характеристики используемого графита и схема сборки ячейки для

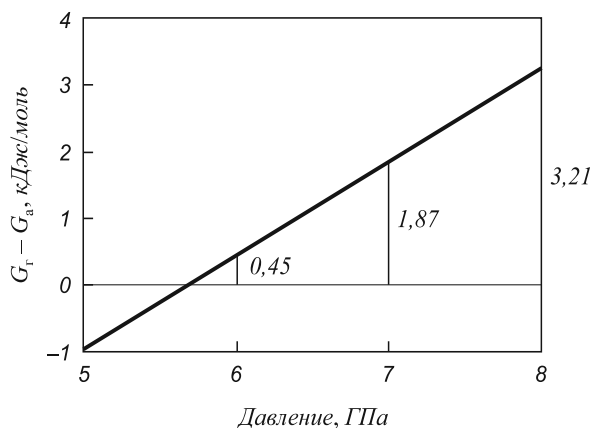


Рис 1. Зависимость разности энергий Гиббса графита и алмаза G_r и G_a от давления синтеза при температуре плавления сплава-катализатора Ni80Cr20 [5]

синтеза поликристаллов [2, 5, 8]. Между структурным строением синтетических «балласов» и «карбонадо» много общего [4]. В тоже время, результаты по изучению строения поликристаллов, полученные в различных работах, находятся в некотором противоречии.

Исследования, выполненные ранее, показывают, что синтетические «балласы» и «карбонадо» имеют различную текстуру алмазных кристаллитов. «Баллас» состоит из определенным образом ориентированных кристаллитов, в то время как «карбонадо» состоит из неориентированных кристаллитов. По мнению автора, не только размер кристаллитов, определение которого имеет значительные трудности, но и их направленность может быть положена в основу классификации алмазных поликристаллов. Кроме этого зависимость текстуры от условий синтеза поможет прояснить механизм образования поликристаллов как искусственным путем, так и в природных условиях.

Настоящая работа посвящена разработке классификации алмазных поликристаллов на основе изучения особенностей их структурного строения. В качестве объекта исследования были выбраны поликристаллы типа «баллас» (Б), синтезированные при давлении 6,0 – 6,5 ГПа и «карбонадо», синтезированные при давлении 8,5 ГПа (К1), а также синтезированные при давлении 12 ГПа (К2). В качестве катализатора использовали никель, исходного графита – высококачественный изотропный графит МГОСЧ. Поликристаллы «баллас» представляли собой цилиндры диаметром 5,5 мм, высотой 3 мм; «карбонадо» – цилиндры диаметром 4 мм, высотой 4 мм.

Изучение сколов поликристаллов показало (рис. 2), что поликристаллы, синтезированные при относитель-

но невысоких давлениях (до 7 ГПа типа «баллас»), состоят из крупных столбчатых кристаллов, расположенных перпендикулярно основанию цилиндра. Поликристаллы алмазов, синтезированных при средних давлениях (8 – 9 ГПа), также состоят из кристаллитов, направленных ориентированно от катализатора к периферии поликристалла. Но их размер значительно меньше и они разориентированы в направлении роста. Еще более эта тенденция проявляется для поликристаллов, синтезированных при высоких давлениях (11 – 12 ГПа). Для некоторых образцов наблюдается слабо выраженная преимущественная ориентация кристаллов, для других она отсутствует, что объясняется сложностью воспроизводства давления в камере высокого давления при давлениях синтеза в 12 ГПа. В связи с этим необходимо более подробное изучение направлений роста алмазных кристаллитов в процессе синтеза поликристаллов и влияние на них давления и температурных параметров синтеза.

Для изучения текстуры алмазных кристаллитов были изготовлены шлифы на поверхности поликристаллов в соответствии с рис. 3. Применяли метод панорамного и локального рентгеноструктурного анализа. Панорамную съемку проводили со стороны торцевой поверхности поликристаллов (рис. 3, вид А). Точки локальной съемки обозначены цифрами (рис. 3, вид А, вид Б). Дифрактометрические кривые целых поликристаллов (2 – 4) и дробленого (1) приведены на рис. 4. В табл. 1 приведены результаты количественного фазового анализа поликристаллов.

Как следует из представленных в табл. 1 данных, текстура образцов алмаза в поликристалле существенно изменяется при изменении условий синтеза: от острой $\langle 110 \rangle$ для «балласов» до слабой $\langle 110 \rangle$ или даже $\langle 111 \rangle$ для «карбонадо К1». Дальнейшие исследования проводили с использованием специального коллиматора, создающего диаметр рентгеновского зонда ~ 1 мм. Интервал съемки $2\theta = 49 - 54^\circ$ и $89 - 93^\circ$, шаг съемки $0,2^\circ$, экспозиция 30 с, излучение α_{Co} . Для «балласа», из-за его увеличенного диаметра, точка 2 (см. рис. 3)

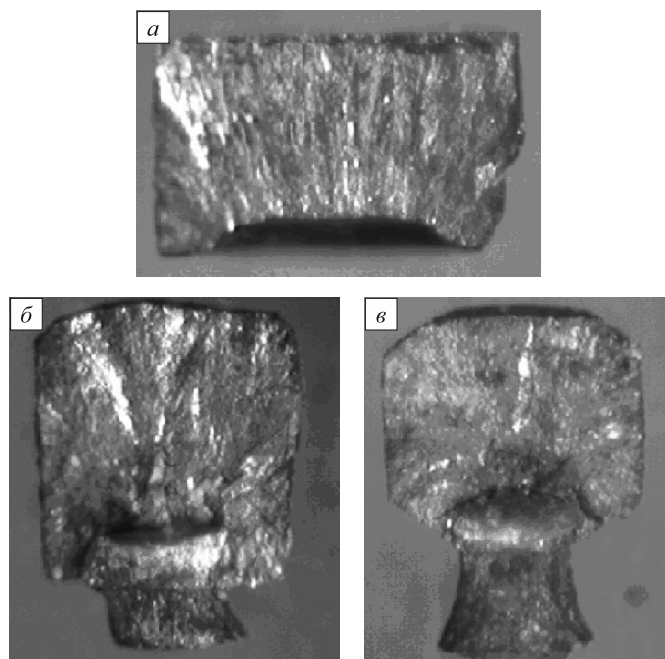


Рис 2. Сколы поликристаллических алмазов: а – «баллас»; б – «карбонадо К1»; в – «карбонадо К2»

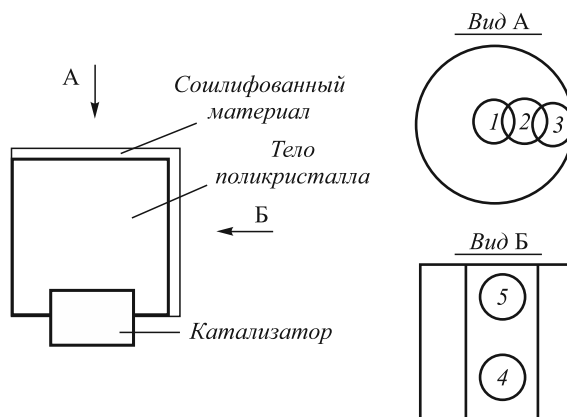


Рис 3. Схемы расположения шлифов и точек съемки при использовании локального рентгеновского зонда

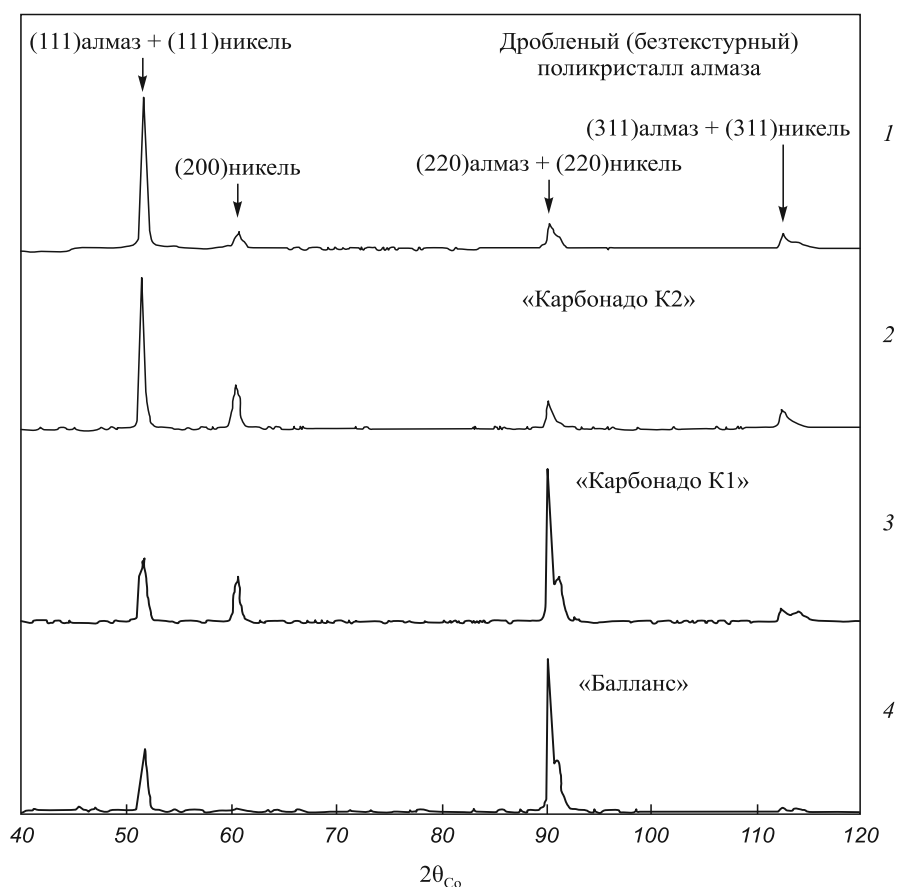


Рис 4. Характер кристаллографической текстуры в поликристаллических алмазах:
1 – дробленый; 2 – 4 – целые поликристаллы

Таблица 1

Данные количественного фазового анализа поликристаллов алмаза, синтезированных при различных давлениях
[метод – подгонка синтезированного спектра (метод Ритвельда)]

Образец	Фаза	Количество		Описание текстуры алмаза		
		% (об.)	% (по массе)	направление	полюсная плотность	параметр рассеяния текстуры, град. ¹
«Баллас»	Алмаз	94,9	88	100	0,5	25
	Никель	5,1	12	110	3,2	15
				111	0,25	15
«Карбонадо К1»	Алмаз	93,1	84,2	100	0,5	25
	Никель	6,9	15,8	110	2,7	15
				111	0,35	15
«Карбонадо К2»	Алмаз	93,7	85,5	100	1,15	7
	Никель	6,3	14,5	110	0,95	–
				111	1,45	12

¹ Параметр рассеяния текстуры оценивали по углу α , при котором полюсная плотность уменьшается в два раза.

была разбита на две точки 2' (ближе к центру) и 2'' (ближе к краю). Результаты рентгеновского анализа приведены в табл. 2. Анализ данных, приведенных в табл. 2, позволяет заключить, что наиболее однородной по объему структурой обладают поликристаллы типа «бал-

лас», получаемые при относительно низком давлении с пониженными скоростями роста. Причем направление $\langle 110 \rangle$ параллельно направлению роста поликристаллов и параллельно оси камеры высокого давления. Никель, присутствующий в поликристалле, закономер-

Таблица 2

Результаты локального рентгеноструктурного анализа

Точка съёмки	Линия алмаза		$I_{a(220)}$
	$I(111)$	$I(220)$	$I_{a(111)}$
«Баллас»			
1	0,4	44	110
2'	0,46	411	893
2''	0,8	180	225
3	0,3	217	723
4	23,8	1,6	0,067
5	6,1	0,4	0,065
«Карбонадо K1»			
1	14,9	12,5	0,84
2	28,2	303	10,7
3	54,6	8,0	0,15
4	2,9	0,24	8,3
5	292	2,36	0,008
«Карбонадо K2»			
1	256	21	0,082
2	16	5,6	0,35
3	421	3,9	0,009
4	15	502	33,5
5	651	558	0,86

но текстурован и распределен довольно равномерно по объему поликристалла. Текстура отдельных областей поликристаллов «карбонадо K2» значительно слабее выражена и изменяется от $\langle 110 \rangle$ до $\langle 111 \rangle$. Области неоднородности сопоставимы с размером рентгеновского зонда (~1 мм). Включения никеля распределены неоднородно и менее текстурованы, чем у «балласа». Для различных образцов K2 текстура отдельных частей, даже центральных, меняется от $\langle 110 \rangle$ до $\langle 111 \rangle$. Структура поликристаллов K1 является промежуточной между «балласом» и K2. Распределение никеля неравномерное. Центральная часть имеет текстуру $\langle 110 \rangle$. На периферии поликристалла встречаются области диаметром до 1 мм с текстурой $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в зависимости от выхода на поверхность поликристалла центрального тела столбчатого кристалла.

Для сравнения приведены данные по изучению структуры поликристаллов карбонадо, синтезированных из пирографита (анизотропного графита) [7]. В качестве катализатора также использовали никель, давление синтеза составляло 8,5 – 9,0 ГПа, температура 1600 – 1700 °С. Результаты фазового анализа и структурных исследований представлены в табл. 3.

«Карбонадо» из пирографита не имеют текстуры в направлении [110]. Они имеют даже слабую текстуру в направлении [111], которое параллельно оси камеры высокого давления и перпендикулярно плоскости

Таблица 3

Данные количественного фазового анализа поликристаллов алмаза, синтезированных из различных углеродных материалов [метод – подгонка синтезированного спектра (метод Ритвельда)] [8]

Тип образца	Фазовый состав, %			Описание текстуры алмаза	
	алмаз	никель	графит	направление	п.п.
АСПК из пирографита* ¹	75	13	11	[111]	0,2
АСПК из МГОСЧ* ²	77,7	8,2	14,1	[110]	2,7

*¹ Алмаз синтетический поликристаллический «карбонадо».

*² Мелкозернистый графит особочистый.

(0001) пирографита. Дендритного роста алмазных кристаллитов, характерного для «обычных» поликристаллов, не наблюдается. С этим же связано отсутствие радиально-лучистого строения поликристаллов. Повидимому, при синтезе поликристаллов, проводимом в неэкстремальных условиях, полного разрушения исходной структуры графита не происходит.

При сравнении процессов кристаллизации алмаза и расплавов [13] можно отметить следующие закономерности: для того, чтобы уменьшить образование столбчатых кристаллов при кристаллизации расплавов, уменьшают перегрев жидкости при разливе, снижают степень переохлаждения методом легирования расплава для облегчения образования центров кристаллизации, снижают направленность теплоотвода, т.е. уменьшают подвижность расплава перед кристаллизацией. При образовании поликристалла алмаза для получения нетекстурованных алмазов необходимо либо повысить скорость образования зародышей повышением давления и температуры синтеза, либо снизить скорость их роста введением примесей или использованием соответствующих углеродсодержащих материалов.

Строение поликристаллов, синтезированных из изотропного графита, можно представить схемой, показанной на рис. 5. Цифрами обозначены столбчатые кристаллы, растущие от области металла-катализатора. Столбчатые кристаллы, центральные тела дендридов, состоят из закономерно ориентированных кристаллитов алмаза, направление $\langle 110 \rangle$ параллельно направлению роста. Пространство между столбчатыми кристаллами зарастает кристаллитами, закономерно к ним ориентированными. При снижении давления синтеза скорость роста поликристалла замедляется и текстура становится более четко выражена. При по-

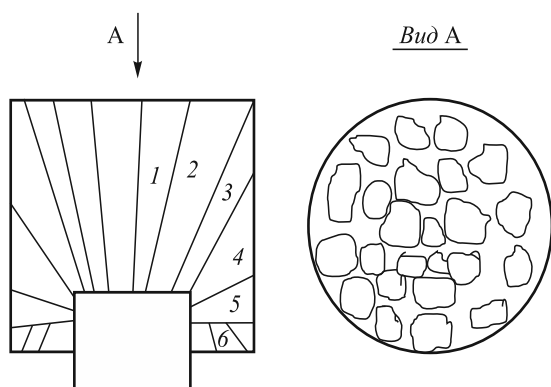


Рис 5. Схема строения синтетических поликристаллических алмазов

вышении давления происходит увеличение скорости роста поликристалла, измельчение кристаллитов, и при очень высоких давлениях (~12 ГПа) направление роста кристаллитов носит статистический характер. Области неравномерности при этом сравнимы с размером рентгеновского зонда.

Выводы. В основу классификации поликристаллов алмаза может быть положена степень текстурированности слагающих их алмазных кристаллитов. При синтезе из изотропного графита при давлении 6,0 – 6,5 ГПа происходит образование «балласа», при давлении 11,0 – 12,0 ГПа – «карбонадо», при давлении 7,5 – 9,0 ГПа – поликристаллов промежуточного типа.

Установлено, что рост столбчатых кристаллов (центральных тел дендритов) при синтезе поликристаллов алмаза происходит в направлении $\langle 110 \rangle$.

Размер областей неоднородности текстуры в поликристаллах, синтезированных при давлениях 6,0 – 12,0 ГПа, составляет до 1 мм. На процесс синте-

за и структуру образующегося поликристалла влияет структура исходного графита. При синтезе поликристалла из анизотропного графита – пирографита, даже при умеренных давлениях 8,5 – 9,0 ГПа, предпочтительной ориентации алмазных кристаллитов не наблюдается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещагин Л.Ф., Калашников Я.А., Фекличев Е.М. и др. // Докл. АН СССР. 1965. Т. 162. С. 1027 – 1029.
2. Верещагин Л.Ф. Синтетические алмазы и гидрокстрезия: Сб. статей. – М.: Наука, 1982. – 328 с.
3. Матовицкий В.П., Бульенков Н.А., Солодова Ю.П. // Изв. АН СССР. Сер. геологическая. 1985. № 6. С. 71 – 77.
4. Варфоломеева Т.Д., Яковлев Е.Н., Слесарев В.Н., Боровиков Н.В. // Алмазы и сверхтвердые материалы. 1980. Вып. 7. С. 1 – 3.
5. Яковлев Е.Н., Филоненко В.П., Боровиков Н.Ф., Варфоломеева Т.Д. // Ежегодник ИФВД РАН. 1999. Т. 6. С. 42 – 46.
6. Лаптев А.И., Ножкина А.В., Зайцев А.К., Ермолаев А.А. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2012. № 6. С. 48 – 52.
7. Nojkina A.V., Laptev A.I., Ermolaev A.A. // High Pressure Research. 2002. Vol. 22. P. 545 – 549.
8. Елютин А.В., Лаптев А.И., Манухин А.В. и др. // Докл. РАН. 2001. Т. 378. № 6. С. 456 – 461.
9. Елютин А.В., Ермолаев А.А., Лаптев А.И., Манухин А.В. // Доклады РАН. 2002. Т. 384. № 5. С. 1 – 3.
10. Елютин А.В., Ермолаев А.А., Лаптев А.И., Манухин А.В. // Докл. РАН. 2000. Т. 375. № 4. С. 457 – 461.
11. Poliakov V.P., Ermolaev A.A., Laptev A.I., Potemkin A.A. // Diamond and Related Materials. 2001. No 10. P. 2024 – 2029.
12. Елютин А.В., Ермолаев А.А., Лаптев А.И., Манухин А.В. // Докл. РАН. 2002. Т. 386. № 2. С. 1 – 3.
13. Материаловедение. Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

© 2014 г. А.И. Лаптев

Поступила 22 июля 2013 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.771

М.Д. Климовицкий

Московский государственный вечерний металлургический институт

ОПТИМАЛЬНОЕ УПРАВЛЕНИЕ НАГРЕВОМ ЗАГОТОВОК В КОМПЛЕКСЕ «ПЕЧЬ-СТАН»

Аннотация. Решается задача управления нагревом металла в печи, основанная на применении алгоритма динамической оптимизации текущих экономических потерь. При расчете оптимальных управлений учитывается как фактическое состояние заготовок, так и их прогнозируемое состояние через время Δt .

Ключевые слова: нагрев металла, управление, динамическая оптимизация.

M.D. Klimovitsky

Moscow state evening metallurgical Institute

OPTIMAL METAL HEATING MANAGEMENT IN COMPLEX “FURNANCE-ROLLING-MILL”

Abstract. Solving the problem of metal heating management established on use of scheme of dynamic optimization of current economic losses. Real heat condition of a raw part as well as projected state of it through period Δt are to be considered during calculation of optimal management.

Keywords: control, metal heating, dynamic optimization.

E-MAIL: mdklim@yandex.ru

Объектом управления является методическая печь листопрокатного стана, имеющая локальные системы автоматики для поддержания требуемых режимов работы печи. Участок стана печь – черновая клеть оснащен подсистемой слежения за заготовками, которая контролирует положение каждой заготовки при ее продвижении по печи и на линии печь – пирометр за черновой клетью.

В систему управления нагревом металла в печи передается необходимая технологическая информация о параметрах заготовки, требуемой температуре и времени нагрева, режиме прокатки в черновой клетке, температуре металла, а также информация о моменте начала и длительности простоя.

В каждой управляемой зоне печи имеются два датчика температуры греющей среды и два датчика температуры поверхности нагреваемого металла. Кроме того, для каждой заготовки измеряется время ее транспортировки от печи до входа в черновую клеть.

Выходными параметрами объекта управления являются среднемассовая температура θ_i , температура поверхности θ_i'' и толщина слоя окалины w_i для каждой выдаваемой из печи заготовки (i – номер заготовки). Эти величины на выходе печи не измеряются и могут быть определены только расчетным путем. Доступны

измерению только промежуточные значения температур поверхности заготовок в конечном числе точек внутри печи. Управляющим параметром является температура греющей среды в зонах печи.

Для каждой партии заготовок задается требуемое по технологии прокатки качество нагрева, которое характеризуется величинами θ^* и $\Delta\theta^*$ (θ^* – требуемая среднемассовая температура по толщине заготовки, $\Delta\theta^*$ – допустимый перепад температур по толщине заготовки).

Система автоматического управления нагревом должна поддерживать в управляемых зонах печи такой температурный режим, чтобы минимизировать суммарные затраты на топливо, потери металла, переходящего в окалину и затраты на стане, вызванные нарушением требуемых температур нагрева заготовок.

Для решения сформулированной выше задачи предлагается алгоритм динамической оптимизации управления, основанный на принципе минимизации текущих экономических потерь. Теоретическое обоснование и методология создания таких алгоритмов подробно изложены в работах [1, 2].

Экономические потери комплекса печь–стан, которые необходимо минимизировать, определим следующим образом:

$$F = \varphi_{\tau} \sum_{j=1}^M \sum_{r=1}^R G_{jr} + \varphi_{\omega} \sum_{i=1}^N \rho_{\text{ок}} S_i w_i + \sum_{i=1}^N \left[\varphi_n K_{\theta} (\theta_i - \theta^*)^2 + \varphi_{\Delta} K_{\Delta} (\theta_i^n - \theta_i - \Delta\theta^*)^2 \right], \quad (1)$$

где N – количество выданных из печи заготовок, для которых определяются потери; M – количество управляемых зон печи; R – количество последовательных управлений, действующих в зонах печи за время нагрева N заготовок; θ_i , θ_i^n , w_i – выходные характеристики нагрева i -й заготовки; $\rho_{\text{ок}}$ – плотность окалины; S_i – площадь окисляющейся поверхности; G_{jr} – количество топлива, затраченное в j -й зоне печи при r -м управлении; φ_{τ} , φ_{ω} , φ_n , φ_{Δ} – удельные потери соответственно по расходу топлива, количеству окалины, неточности нагрева и отклонение перепада температур по толщине заготовки от допустимого.

Такие потери возникают при реализации в печи некоторой последовательности управлений U_{jr} ($j = \overline{1, M}$, $r = \overline{1, R}$), выбираемых с соблюдением технологических ограничений на амплитуду и приращение управляющих воздействий:

$$U_j^{\min} \leq U_{jr} \leq U_j^{\max}; |U_{jr} - U_{jr+1}| \leq \Delta U_j. \quad (2)$$

Первый член функции (1) определяет стоимость топлива, необходимого для нагрева N заготовок. Расход топлива в каждой зоне θ_{jr} связан с управлением U_{jr} уравнением теплового баланса. Второй член связан с потерями металла, перешедшего в окалину. Количество окалины, образовавшейся на поверхности каждой заготовки, определяется временем нагрева и законом изменения температуры его поверхности. Третий член – потери на стане, связанные с нарушением требуемых температур нагрева при выдаче заготовки из печи.

Повышение средней температуры заготовки ($\theta_i > \theta^*$) и малая неравномерность прогрева ($\Delta\theta_i < \Delta\theta^*$) в пределах технологических ограничений облегчают процесс прокатки, поэтому будем считать, что учитываемые в уравнении (1) экономические потери на стане возникают только при недогреве по среднemasсовой температуре и превышении допустимого перепада температур по толщине. Тогда коэффициенты K_{θ} и K_{Δ} в (1) имеют вид:

$$K_{\theta} = \begin{cases} 1, & \text{если } \theta_i < \theta^* \\ 0, & \text{если } \theta_i \geq \theta^*, \end{cases}$$

$$K_{\Delta} = \begin{cases} 1, & \text{если } |\theta_i^n - \theta_i| > \Delta\theta^* \\ 0, & \text{если } |\theta_i^n - \theta_i| \leq \Delta\theta^*. \end{cases}$$

Температура заготовки и количество окалины на ней при выходе ее из печи есть результат последовательных во времени воздействий нескольких управле-

ний в разных зонах печи, причем за это время объект подвергается действию ненаблюдаемых случайных возмущений. Выбираемая системой управления в текущий момент времени температура греющей среды в зонах печи скажется на конечных потерях, но определить их можно будет только тогда, когда нагреваемые в данный момент заготовки выйдут из печи. Поэтому физически можно реализовать только такой алгоритм выбора текущих управлений, который основан на минимизации не фактических будущих потерь, а их прогноза $\tilde{F}$ в текущий момент времени. Такой прогноз должен быть основан на имеющейся информации о фактическом состоянии объекта и модели его поведения в будущем. Возмущающие воздействия учитываются в виде статистических прогнозов, основанных на полученной к текущему моменту априорной информации и на имеющихся априорных статистических характеристиках объекта.

Прогноз потерь определим следующим образом:

$$\tilde{F} = K_{\theta} \varphi_{\tau} \sum_{j=1}^M \sum_{r=1}^R \alpha_{jr} \tilde{G}_{jr} + K_w \varphi_w \sum_{i=1}^{N_n} \beta_i \rho_{\text{ок}} S_i w_i + K_n \sum_{i=1}^{N_n} \beta_i \left[\varphi_n K_{\theta} (\tilde{\theta}_i - \theta^*)^2 + \varphi_{\Delta} K_{\Delta} (\tilde{\theta}_i^n - \tilde{\theta}_i - \Delta\theta^*)^2 \right], \quad (3)$$

где K_{θ} , K_w , K_n – весовые коэффициенты, определяющие значимость разных статей расходов по переделу; N_n – количество нагреваемых в печи заготовок, для которых рассчитывается прогноз будущих потерь; $\tilde{\theta}_i$, $\tilde{\theta}_i^n$, w_i – прогноз выходных характеристик нагрева i -й заготовки; $\tilde{G}_{jr}$ – прогноз расхода топлива в j -й зоне печи при r -й команде; α_{jr} , β_i – весовые коэффициенты, учитывающие достоверность прогнозов.

Интервал времени L_n , за который подсчитываются потери $\tilde{F}$, равен прогнозу времени пребывания в печи (от текущего положения до выдачи) заготовки с номером N_n . За это время в каждой из управляемых зон будет реализовано R последовательных управлений.

Из уравнения (3) видно, что для получения прогноза $\tilde{F}$ необходимо для каждой заготовки ($i = \overline{1, N_n}$) спрогнозировать изменение ее температуры и толщины слоя окалины от текущего состояния до выхода из печи. Чтобы сделать это, необходимо иметь прогноз времени пребывания каждой заготовки в зонах печи (τ_{ij}) и математические модели для прогноза процессов нагрева и окалинообразования. Для этих целей могут быть использованы модели, приведенные в работе [3]. По этим моделям для известной последовательности управлений U_{jr} ($r = \overline{1, R}$) в зонах печи можно вычислить прогнозы $\tilde{\theta}_i$, $\tilde{\theta}_i^n$, w_i и определить второй и третий члены функции (3). Затраты топлива в каждой зоне G_{jr} ($j = \overline{1, M}$; $r = \overline{1, R}$) определим по уравнениям теплового баланса, которые составляются на время действия очередной команды по всем управляемым зонам печи, начиная с томильной.

Таким образом, в каждый момент времени можно вычислить прогноз будущих потерь как функцию заданной на время прогноза последовательности управлений U_{jr} .

Расчет оптимальных управлений производится через промежутки времени Δt по базе обновленной информации о состоянии объекта управления. В каждой зоне печи реализуется во времени следующая последовательность управлений:

$$U_j(t) = \begin{cases} U_{j1}^*(1) & \text{при } \Delta < t < \Delta t \\ \dots \\ U_{j1}^*(m) & \text{при } (m-1)\Delta t < t \leq m\Delta t \\ U_{j1}^*(m+1) & \text{при } m\Delta t < t \leq (m+1)\Delta t \\ \dots; \end{cases}$$

где m – текущий номер такта управления; Δt – его длительность.

В каждом такте расчетов исходной точкой прогноза должно быть новое фактическое состояние всех заготовок, потери по которым учитываются при прогнозе. Однако измерение температуры металла производится только в конечном числе точек по длине печи, а рост окалины вообще не контролируется. Поэтому для получения оперативной информации о фактическом состоянии заготовок в процессе нагрева применяется

расчетный контроль, основанный на математических моделях [3], а имеющиеся замеры температуры поверхности металла в печи используются для коррекции температур, рассчитанных по модели. По этим несовпадениям можно также осуществить прогноз поправок, которые будут добавляться к расчетной температуре металла при прогнозе нагрева. Моменты внесения поправок определяются по прогнозам времени прохождения заготовок под каждым из датчиков.

Выводы. Определены управляющие воздействия, которые минимизируют принятый критерий управления.

Интервал времени, за который подсчитываются потери при управлении, равен времени пребывания заготовок в печи от текущего положения до выдачи.

Моменты внесения поправок в управляющие воздействия определяются по прогнозам времени прохождения заготовок под датчиками температуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перельман И.И. Оперативная информация объектов управления. – М.: Энергоиздат, 1992. – 260 с.
2. Перельман И.И. //Автоматика и телемеханика. 1978. № 9.
3. Автоматизация методических печей. /Под ред. М.Д. Климовицкого. – М.: Металлургия, 1991. – 320 с.

© 2014 г. М.Д. Климовицкий
Поступила 7 февраля 2013 г.

УДК 621.365.2

И.М. Ячиков, Е.М. Костылева

Магнитогорский государственный технический университет

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМЫ ДУГ ПРИ ИХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ. СООБЩЕНИЕ 1

Аннотация. Рассмотрены математическая модель и программные алгоритмы расчета формы двух дуг, горящих между токопроводящей поверхностью и двумя соосными электродами, по которым протекают одинаковые или разные по значению постоянные токи. Приведены результаты моделирования для аргоновых дуг, токи в которых находятся в диапазоне от 1 до 10 кА. Формы осей столбов дуг описаны полиномами второй, третьей и четвертой степени. Установлено, что для описания формы дуги для практических целей достаточно использовать полином третьей степени.

Ключевые слова: электрическая дуга, трехфазный переменный ток, токоподводящая поверхность, форма электрической дуги, электромагнитное взаимодействие.

I.M. Yachikov, E.M. Kostyleva

Magnitogorsk state technical university

THE MATHEMATICAL MODELING OF FORM OF ARCS WITH THEIR ELECTROMAGNETIC COUPLING. REPORT 1

Abstract. The mathematical model and software algorithms of the calculation of the form of two direct current arcs, burning among current-carrying surface and two coaxial electrodes, on which the same or different values direct currents are flowing are considered. Results for argon arc with currents in the range from 1 to 10 kA are represented. Axes forms of the pillars of the arcs are described by polynomials of the second, third and fourth degree. Found that to describe the form of the arc for practical purposes is sufficient to use the third-degree polynomial.

Keywords: electric arc, three-phase alternating current (three-phase AC), current-carrying surface, form of the electric arc, electromagnetic coupling.

E-MAIL: jachikov@mail.ru

Электрические дуги используются в качестве источника тепла в печах, предназначенных для выплавки металлов и сплавов. Столб электрической дуги представляет собой легкоподвижный и деформируемый под воздействием магнитных полей проводник [1]. Форма и взаимодействие дуг оказывают существенное влияние на характер движения металла и шлака, тепловую работу печи, протекание в ней основных технологических процессов, стойкость футеровки и расходующих электродов.

Простейшим случаем электромагнитного взаимодействия двух дуг является их горение между параллельными катодами и токоподводящей поверхностью. Характер взаимодействия дуг зависит от рода протекающих токов. Для постоянных токов, текущих в одном направлении, дуги стягиваются к центру (рис. 1, а), а при токах, имеющих противоположное направление, происходит взаимное отталкивание дуг (рис. 1, б). При конструировании различных дуговых и плазменных печей необходимо учитывать форму дуг, зависящую как от условий их горения и теплообмена, так и от электромагнитных сил, которые определяются величиной протекающих токов,

длиной дуг, расстоянием между ними и конструкцией токоподводов.

Целью данной работы является разработка алгоритмов расчета и моделирование формы осей двух электрических дуг постоянного тока при их электромагнитном взаимодействии.

Математическая модель взаимодействия двух дуг основывалась на использовании модели электрической дуги, рассмотренной в работе [2]. При электромагнитном взаимодействии двух дуг происходит искривление столба каждой дуги, при этом возникают выпрямляющие его силы, обусловленные взаимодействием собственного магнитного поля и тока дуги. Кроме этого, продольный поток газа от катода к аноду создает центробежные силы, стремящиеся также распрямить столб. Суммарное действие электромагнитных и центробежных сил и определяет форму оси столба дуги.

Для описания математической модели вводится декартова система с началом координат, расположенным на расстоянии l от токопроводящей поверхности между осями центров катодов на расстоянии a от каждого (рис. 1, в). Форма оси столба дуги первой дуги опре-

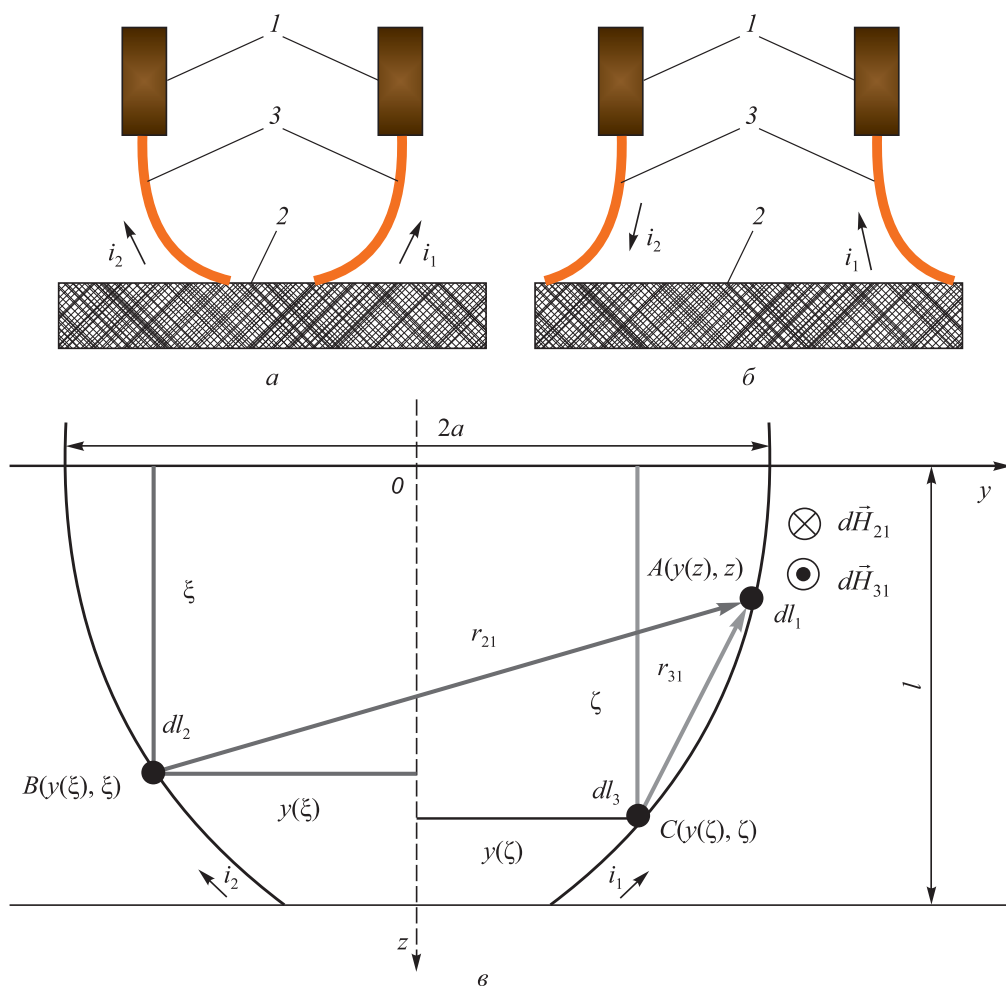


Рис. 1. Схема взаимодействия двух дуг постоянного тока:
 а – протекающих в одном направлении; б – протекающих в разных направлениях; 1 – электрод; 2 – токоподводящая поверхность;
 3 – электрические дуги; в – основные размеры, используемые в математической модели взаимодействия дуг

деляется функцией $y(z)$, второй – $y(\xi)$. Выбираются две произвольные точки на оси первой дуги $A(z, y(z))$, $C(\xi, y(\xi))$ и произвольная точка на оси второй дуги $B(\xi, y(\xi))$. Расстояние от точки A до B обозначается r_{21} , а от точки A до C – r_{31} .

Напряженность магнитного поля, создаваемого в точке A от тока i_2 , протекающего в линейном элементе dl_2 , определяется по закону Био-Савара-Лапласа в дифференциальной форме $d\vec{H}_{21} = \frac{i_2 d\vec{l}_2 \vec{r}_{21}}{4\pi r_{21}^3}$.

Направление вектора $d\vec{H}_{21}$ перпендикулярно плоскости Ozy (вдоль не показанной на рисунке оси Ox). Координаты векторов, входящих в векторное произведение $d\vec{l}_2 \vec{r}_{21}$, имеют вид: $\vec{r}_{21}(\xi - z, -y(\xi) - y(z))$, $d\vec{l}_2 \left(\frac{dy(\xi)}{d\xi}, 1 \right) d\xi$, а расстояние $r_{21} = ((\xi - z)^2 + (-y(\xi) - y(z))^2)^{1/2}$.

Элементарная сила, действующая на ток, протекающий через элемент $d\vec{l}_1$ под действием магнитного поля $d\vec{H}_{21}$, равна $d\vec{F}_{21} = \mu_0 i_1 d\vec{l}_1 d\vec{H}_{21}$. Вектор $d\vec{F}_{21}$ находится в плоскости Ozy и перпендикулярен $d\vec{l}_1$, его модуль равен

$$dF_{21} = \frac{\mu_0 i_1 i_2 \left(\frac{dy(\xi)}{d\xi} (\xi - z) - (-y(\xi) - y(z)) \right) d\xi}{4\pi (|y(\xi) - y(z)| + y_0)^2 + (\xi - z)^2)^{3/2}} dl_1. \quad (1)$$

Напряженность магнитного поля, создаваемого в точке A током i_1 , протекающим в линейном элементе dl_3 , равна $d\vec{H}_{31} = \frac{i_1 d\vec{l}_3 \vec{r}_{31}}{4\pi r_{31}^3}$. Направление вектора $d\vec{H}_{31}$

противоположно направлению вектора $d\vec{H}_{21}$. Сила, действующая на ток, протекающий через элемент $d\vec{l}_1$ под действием магнитного поля $d\vec{H}_{31}$, определяется как

$$d\vec{F}_{31} = \frac{\mu_0 i_1^2 d\vec{l}_1 d\vec{l}_3 \vec{r}_{31}}{4\pi r_{31}^3}.$$

Координаты векторов, входящих в векторное произведение $d\vec{l}_3 \vec{r}_{31}$, имеют вид: $\vec{r}_{31}(\xi - z, y(\xi) - y(z))$, $d\vec{l}_3 \left(\frac{dy(\xi)}{d\xi}, 1 \right) d\xi$, а расстояние $r_{31} = ((\xi - z)^2 + (y(\xi) - y(z))^2)^{1/2}$. Вектор $d\vec{F}_{31}$ находится в плоскости yOz , перпендикулярен $d\vec{l}_1$ и противоположно направлен силе $d\vec{F}_{21}$, его модуль равен

$$dF_{31} = \frac{\mu_0 i_1^2 \left(\frac{dy(\zeta)}{d\zeta} (\zeta - z) - (y(\zeta) - y(z)) \right) d\zeta}{4\pi \left((y(\zeta) + y(z))^2 + (\zeta - z)^2 + y_0^2 \right)^{3/2}} dl_1, \quad (2)$$

где $y_0 = 0,778r_0$ – среднее геометрическое расстояние площади сечения дуги в ее цилиндрической части от самой себя; r_0 – радиус дуги в цилиндрической части столба дуги. Выражение (2) справедливо при постоянном радиусе дуги $r_d = r_0$ и при равномерном распределении плотности тока по сечению столба. Ошибка, вызванная этими допущениями, невелика, так как начальный участок дуги и ее радиус составляют незначительную часть общей ее длины.

Полная электромагнитная сила, действующая на элемент dl_1 , равна $\int_{z_0}^l (dF_{21} - dF_{31})$, где z_0 – расстояние от начального сечения дуги.

Эта сила уравнивается центробежной силой, обусловленной потоком плазмы, текущей вдоль оси столба дуги. На элемент массы dm столба дуги действует центробежная сила $dF_{ц} = \frac{u^2}{R_{кр}} dm$, где $R_{кр}$ – радиус кривизны оси столба, u – скорость газа, движущегося по касательной к радиусу кривизны.

Предполагая, что в единице объема dV плотность постоянна, получим

$$dm = \rho dV = \left(\int_0^{2\pi} \int_0^{r_d} \rho r dr d\varphi \right) dl_1.$$

Вектор $d\vec{F}_{ц}$ находится в плоскости yOz , перпендикулярен $d\vec{l}_1$ и его направление совпадает с вектором $d\vec{F}_{31}$. Принимая, что распределение параметров в дуге осесимметричное, модуль центробежной силы равен

$$|d\vec{F}_{ц}| = \left(\int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^{r_d} u_z^2 \frac{\rho}{R_{кр}} r dr \right) dl_1 = \left(\frac{2\pi}{R_{кр}} \int_0^{r_d} \rho u^2 r dr \right) dl_1. \quad (3)$$

Считая, что во всем объеме столба дуги локальный и интегральный расходы газа через поперечное сечение дуги определяются как $\rho u = \text{const} = K$ и $G = \pi r_0^2 \rho u$ соответственно. Плотность и скорость газа по радиусу дуги [2]:

$$\rho = \frac{\rho_0}{J_0 \left(\gamma_1 \frac{r}{r_d} \right)}; \quad u = u_0 J_0 \left(\gamma_1 \frac{r}{r_d} \right),$$

где $\gamma_1 = 2,405$ – первый корень функции Бесселя нулевого порядка первого рода; ρ_0 , u_0 – плотность и скорость газа на оси дуги соответственно. Безразмерный радиус дуги выражается как

$$f(z) = \frac{r_d}{r_0} = \left[1 - \exp \left(- \frac{2(A_0 r_0^2 + \gamma_1^2)}{r_0^2 \rho u \frac{C_p}{\lambda}} (z + z_0) \right) \right]^{1/2}; \quad (4)$$

$$z_0 = - \frac{r_0^2 \rho u \frac{C_p}{\lambda}}{2(A_0 r_0^2 + \gamma_1^2)} \ln \left(1 - \left(\frac{r_k}{r_0} \right)^2 \right), \quad (5)$$

где C_p , λ – изобарная теплоемкость и теплопроводность газа соответственно; r_k – радиус дуги на катоде; A_0 – коэффициент пропорциональности при линейаризации удельной мощности излучения от дуги W вдали от ка-

тода, $A_0 = \frac{2 \int_{S_0}^0 W dS}{(S_0 - S_1)^2}$; $S = \int_0^T \lambda dT$ – функция теплопроводности; S_0 , S_1 – значение функции S на оси дуги и на границе ее проводящей области соответственно. Если пренебречь силами вязкости, предполагая, что скорость на оси определяется только силами инерции, тогда

$$u_0(z) = \frac{\gamma_1 \mu_0 i_1^2}{8\pi^2 J_1(\gamma_1) K r_0^2} F(z), \quad (6)$$

$$\text{где } F(z) = \frac{1}{2f^2(z)} \ln \left(\frac{f^2(z)}{r_{к*}^2} \right);$$

$$r_{к*} = \frac{r_k}{r_0} = f(0). \quad (7)$$

Радиус пятна дуги на катоде $r_k(i) = \sqrt{\frac{i}{\pi J}}$, где i – ток дуги, $J = 2500 \text{ А/см}^2$ – плотность тока аргоновой дуги на катоде. Радиус цилиндрической части дуги в зависимости от тока хорошо аппроксимируется степенной зависимостью ($R^2 = 0,999$)

$$r_0(i) = 0,1498 i^{0,3218}.$$

С использованием уравнений (4), (5) и свойств газа форму аргоновой дуги приближенно можно определить как

$$f(z) = [1 - \exp(-0,146(z + z_0))]^{1/2},$$

$$z_0 = -6,865 \ln \left(1 - \left(\frac{r_k}{r_0} \right)^2 \right).$$

Из уравнения (3) с учетом (7) и равенства $\int_0^{r_d} J_0 \left(\gamma_1 \frac{r}{r_d} \right) r dr = \frac{r_d^2 J_1(\gamma_1)}{\gamma_1}$ получено

$$dF_{\text{ц}} = \left(\frac{2\pi(\rho u)^2}{R_{\text{кр}}} \int_0^{\frac{r}{\rho}} \frac{1}{\rho} r dr \right) dl_1 = \left(\frac{\mu_0 i_1^2 f^2(z)}{4\pi R_{\text{кр}}} F(z) \right) dl_1.$$

Подставляя выражение центробежной силы

$$R_{\text{кр}} = \frac{\left(1 + \left(\frac{dy}{dz} \right)^2 \right)^{3/2}}{\left| \frac{d^2 y}{dz^2} \right|}, \text{ имеем}$$

$$dF_{\text{ц}} = \left(\frac{\mu_0 i_1^2 f^2(z) F(z)}{4\pi \left(1 + \left(\frac{dy}{dz} \right)^2 \right)^{3/2}} \left| \frac{d^2 y}{dz^2} \right| \right) dl_1. \quad (8)$$

Таким образом, уравнение равновесия для оси столба дуги $dF_{21} - dF_{31} - dF_{\text{ц}} = 0$, через который протекает ток i_1 , имеет вид

$$\begin{aligned} & \frac{i_2}{i_1} \int_0^l \frac{\left(\frac{dy(\xi)}{d\xi} (\xi - z) - (-y(\xi) - y(z)) \right)}{\left((|y(\xi)| + y(z))^2 + (\xi - z)^2 \right)^{3/2}} d\xi - \\ & - \int_0^l \frac{\left(\frac{dy(\zeta)}{d\zeta} (\xi - z) - (y(\zeta) - y(z)) \right)}{\left((y(\zeta) + y(z))^2 + (\xi - z)^2 + y_0^2 \right)^{3/2}} d\zeta - \\ & - \frac{F(z) f^2(z)}{\left(1 + \left(\frac{dy}{dz} \right)^2 \right)^{3/2}} \left| \frac{d^2 y}{dz^2} \right| = 0. \end{aligned} \quad (9)$$

Данное уравнение относится к классу функционально-дифференциальных. Свойства таких уравнений и методы их решения рассмотрены в работах [3–5]. В отдельных частных случаях найдены аналитические решения, но в общем случае они могут быть получены только приближенно. Численное решение выходит в результате итерационного процесса, точные оценки погрешности получены не для всех случаев. При численных расчетах в качестве критерия для завершения итерационного процесса применяется малое различие результатов, полученных на последовательных шагах процесса. Задача сводится к нахождению функции, которая с приемлемой точностью удовлетворяет уравнению (9). Решение затрудняется тем, что оно нелинейное, так как искомая функция входит в знаменатель правой части и в дифференциальном уравнении имеется модуль.

Для решения подобных интегрально-дифференциальных уравнений обычно используются приближенные итерационные алгоритмы, например метод Пикара [5]. Однако его численная реализация показала, что для данной задачи полученный итерационный процесс

является расходящимся. Для нахождения приближенного решения были предложены и реализованы три алгоритма.

По первому алгоритму предполагалось, что $i_1 = i_2$, поэтому дуги имеют одинаковую форму (зеркально симметричны относительно оси Oz), а неизвестная функция $y(z) = -y(\xi)$ положения оси первой дуги имеет форму параболы $y(z) = a_1 z^2 + b_1 z + c$. Для решения задачи Коши добавлены начальные условия

$$y(0) = a; \quad \left. \frac{dy}{dz} \right|_{z=0} = \alpha, \quad (10)$$

где α – тангенс угла наклона оси дуги в начальном ее сечении.

Используя эти условия, имеем $c = a$, $b_1 = \alpha$, следовательно неизвестным остается коэффициент a_1 , который определялся путем решения нелинейного уравнения (9) при разных z . Усредняя полученные значения, находили искомый коэффициент a_1 [6].

По второму алгоритму также рассматривался случай одинаковых токов $i_1 = i_2$. В отличие от предыдущего алгоритма, искомая функция имеет вид полинома n степени $y(z) = a_0 + a_1 z + a_2 z^2 + a_3 z^3 + \dots + a_n z^n$ [7]. Неизвестные коэффициенты $a_2, a_3, \dots, a_n$ находились как минимум функции нескольких переменных

$$\Phi_1(a_2, a_3, \dots) = \int_0^l \Phi^2 dz = \min \quad (11)$$

или

$$\Phi_2(a_2, a_3, \dots) = \int_0^l |\Phi| dz = \min, \quad (12)$$

где Φ – левая часть уравнения (9).

Третий алгоритм описывает нахождение формы осей двух дуг при разных токах, проходящих через них, $i_1 \neq i_2$. В этом случае для нахождения двух неизвестных функций решалась система двух дифференциальных уравнений (9), записанных для каждой дуги, с граничными условиями:

$$y_1(0) = a; \quad \left. \frac{dy_1}{dz} \right|_{z=0} = \alpha_1; \quad y_2(0) = -a; \quad \left. \frac{dy_2}{dz} \right|_{z=0} = \alpha_2.$$

Для получения приближенного решения было сделано предположение, что искомые функции формы осей столбов дуг имеют вид $y_j(z) = a_{0j} z + a_{1j} z + a_{2j} z^2 + a_{3j} z^3 + \dots + a_{nj}^n$, где $j = 1; 2$ – номер дуги. Из граничных условий, принимая $\alpha_1 = \alpha_2 = 0$, имеем $a_{11} = a_{12} = 0$, $a_{01} = a_{02} = a$. Подлежащие нахождению коэффициенты искомого многочлена $a_{2j}, a_{3j}, \dots, a_{nj}$ находились как минимум функции нескольких переменных [7]. Поскольку система двух дифференциальных уравнений не является совместной, минимизируется невязка следующего

вида $\varphi_3 = \int_0^l (\Phi_1^2 + \Phi_2^2) dz = \min$, где Φ_1, Φ_2 – левая часть уравнения (9), записанная для первой и второй дуги соответственно.

С использованием первого алгоритма создан программный продукт в среде разработки MathCad 14, позволяющий решать нелинейное интегральное уравнение.

Для нахождения неизвестных коэффициентов $a_2, a_3, \dots$ по второму алгоритму создана программа в среде разработки Mathcad 14. С ее помощью можно задавать исходные данные и порядок искомого полинома. Подставляя полиномиальную функцию в уравнения (11) или (12), рассчитывались искомые коэффициенты и значения невязок φ_1, φ_2 .

Приведено моделирование отклонения двух аргоновых дуг при следующих параметрах: $l = 40$ см, $a = 40$ см, $i_1 = i_2 = 9$ кА, $r_0 = 2,84$ см; $\rho_i = 1,16$ г/(см²·с); $r_k/r_0 = 0,378$. На рис. 2 показана форма оси столба дуги, рассчитанная по второму алгоритму с использованием полиномов второй степени при разных расстояниях между дугами. Данный расчет хорошо согласуется с результатами моделирования, полученными по первому алгоритму [6]. Из рис. 2 видно, что с увеличением расстояния между электродами из-за ослабления электромагнитного взаимодействия дуги испытывают все меньшее отклонение от оси катода.

На рис. 3 приведены формы дуг, полученные с использованием второго алгоритма с помощью целевых функций φ_1 или φ_2 для полиномов разной степени. Из рис. 3 видно, что форма оси дуги, построенная с применением целевой функции φ_1 , с увеличением степени полинома сходится к некой одной кривой, а при использовании функции φ_2 видно различие между положениями дуг. Данный результат был получен и при других расчетах. Поэтому для практических расчетов более целесообразно использовать функцию φ_1 , определяемую по уравнению (11).

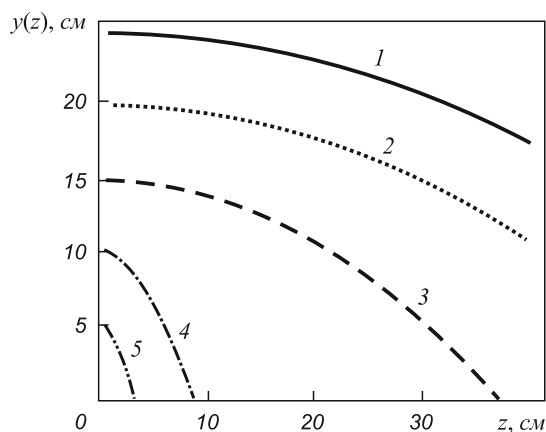


Рис. 2. Положение оси дуги при взаимодействии двух токов $i_1 = i_2 = 9$ кА при $l = 40$ см и разных расстояниях между дугами: 1 – 50 см, $y(z) = -0,0047z^2 + 25$; 2 – 40 см, $y(z) = -0,0058z^2 + 20$; 3 – 30 см, $y(z) = 0,011z^2 + 15$; 4 – 20 см, $y(z) = -0,13z^2 + 10$; 5 – 10 см, $y(z) = -0,48z^2 + 5$

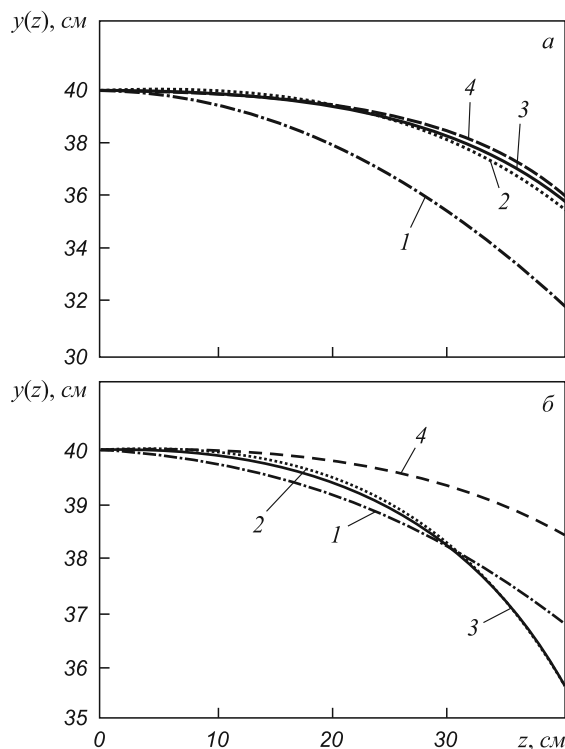


Рис. 3. Положения оси электрической аргоновой дуги при токах $i_1 = i_2 = 9$ кА, построенных с помощью полиномов: 1 – второй, 2 – третьей, 3 – четвертой, 4 – пятой степени, полученные с использованием условий: а – (11); б – (12)

По третьему алгоритму составлена программа в среде разработки и моделирования MatLab, позволяющая находить неизвестные коэффициенты полиномов, определяющих форму осей столбов дуг. В программе реализована возможность задавать токи дуг, физические свойства плазмообразующего газа, длину дуг, расстояние между ними, температуру окружающей среды и другие параметры. Проведено моделирование для двух аргоновых дуг в условиях их горения в дуговой печи, при котором неизвестные функции формы осей столбов дуг описывались полиномами второй, третьей и четвертой степени. Были просчитаны коэффициенты a_{ij} и невязки φ_3 (см. таблицу). С увеличением степени

Значения невязок при различных значениях токов для разных степеней аппроксимирующих полиномов

Ток дуги, кА		Невязка φ_3		
i_1	i_2	вторая степень	третья степень	четвертая степень
2	4	0,00150	0,000157	0,000147
2	9	0,03085	0,011900	0,012000
4	4	0,00720	0,002469	0,002471
4	9	0,07427	0,019730	0,020700
9	9	0,11740	0,017280	0,013900

полинома до трех невязка сначала падает, а при более высоких степенях полинома падает уже незначительно, либо даже начинает расти. Формы дуг, описанные полиномами второй и третьей степени, практически совпадают. На основании проведенного моделирования было установлено, что уравнение дуги целесообразно описывать полиномом третьей степени.

На рис. 4 показаны положения осей столбов дуг при $a = 20$ см, $l = 40$ см для фиксированного тока первой дуги i_1 при разных токах второй дуги i_2 , меньших или равных i_1 . Из рис. 4 видно, что в этих условиях первая дуга ведет себя как относительно более инерционный объект, т.е. ее максимальное отклонение от оси катода меньше, чем у второй дуги. С увеличением суммы токов $i_1 + i_2$ расстояние между дугами уменьшается, что соответствует физике их взаимодействия.

Таким образом, предложена математическая модель для описания формы осей двух дуг, горящих между токопроводящей поверхностью и двумя соосными электродами, по которым протекают одинаковые или разные по значению постоянные токи одного направления. Предложены алгоритмы для нахождения неизвестных коэффициентов полинома, описывающего форму дуги. Данные, полученные в результате моделирования по описанным алгоритмам, существенно не различались.

В результате компьютерного моделирования с помощью специально созданных программ установлено, что для практических целей вполне достаточно использовать полином второй или третьей степени. При уменьшении расстояния между электродами и с увеличением суммы токов дуг их отклонение от оси катода становится более существенным. При разных токах, протекающих через дуги, плазменный столб с большим током ведет себя как относительно более инерционный объект, т.е. его максимальное отклонение от оси катода меньше, чем у дуги с меньшим током. Созданное программное обеспечение может быть использовано при конструировании новых многоэлектродных дуговых или плазменных печей, в системах автоматизированного регулирования их тепловой работы, для оценки стойкости футеровки вблизи горящих дуг.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ячиков И.М., Зарецкая Е.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 1. С. 18 – 20.
2. Бортничук Н.И., Крутянский М.М. Плазменно-дуговые плавильные печи. – М.: Энергоиздат, 1981. – 120 с.

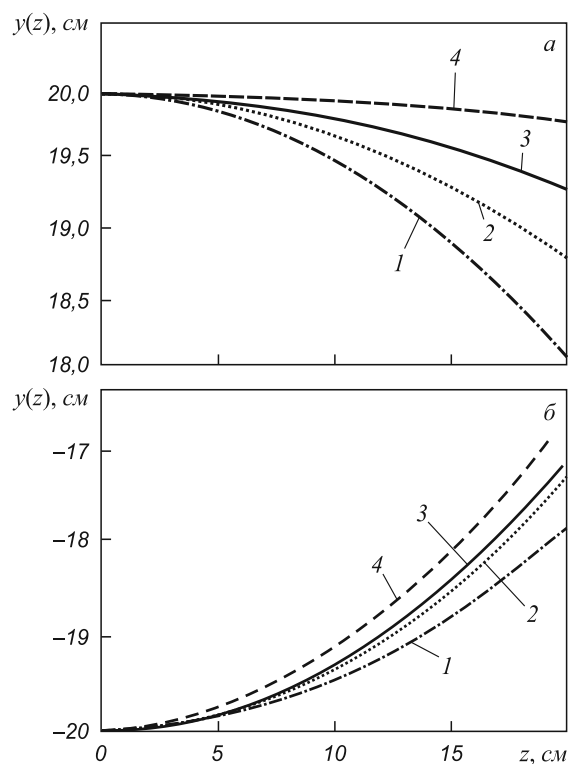


Рис. 4. Положение осей дуг, полученное с использованием полиномов третьей степени при их электромагнитном взаимодействии для а – первой дуги, $i_1 = 10$ кА; б – второй дуги, через которую протекает ток:
 $1 - i_2 = 10$ кА; $2 - i_2 = 5$ кА; $3 - i_2 = 3$ кА; $4 - i_2 = 1$ кА

3. Азбелев Н.В., Максимов В.П., Рахматуллина Л.Ф. Элементы современной теории функционально – дифференциальных уравнений. Методы и приложения – М.: Институт компьютерных исследований, 2002. – 304 с.
4. Дмитриев С.С. Кузнецов Е.Б. // Журнал вычислительной математики и математической физики. 2008. № 3. С. 430 – 444.
5. Вержбицкий В.М. Численные методы. Математический анализ и обыкновенные дифференциальные уравнения. – М.: Высш. шк., 2001. – 383 с.
6. Ячиков И.М., Костылева Е.М. Положение электрических дуг при их электромагнитном взаимодействии в многоэлектродных дуговых печах// Информационные технологии и системы: Матер. Первой Междунар. конф. – Челябинск: Челяб. гос. ун-т. 2012. С. 36 – 38.
7. Ячиков И.М. Костылева Е.М. Приближенный алгоритм нахождения положения электрических дуг при их электромагнитном взаимодействии в многоэлектродных дуговых печах // Теория и практика тепловых процессов в металлургии: Сб. докл. Междунар. научно-практ. конф. – Екатеринбург: УрФУ, 2012. С. 423 – 426.

© 2014 г. И.М. Ячиков, Е.М. Костылева
Поступила 5 ноября 2013 г.

УДК 669.046.5

Е.А. Черменев, Э.Э. Меркер, В.А. Степанов

Старооскольский технологический институт

**РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ НАГРЕВА И ПЛАВЛЕНИЯ
ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ В ДУГОВОЙ ПЕЧИ**

Аннотация. По результатам экспериментальных данных, полученных при электроплавке железорудных металлизированных окатышей в дуговой печи, разработана математическая модель совместного нагрева и плавления окатышей в ванне агрегата. На основе результатов моделирования установлено, что осуществление режима плавления окатышей в подэлектродном пространстве дуговой печи позволяет существенно интенсифицировать процессы электроплавки стали с достижением более высоких энерготехнологических и технико-экономических показателей производства.

Ключевые слова: дуговая печь, нагрев и плавление окатышей, электрическая дуга.

E.A. Chermenev, E.E. Merker, V.A. Stepanov

Sary Oskol technological Institute

**DEVELOPMENT OF MATHEMATICAL MODEL OF A HEATING
AND FUSION OF IRON-ORE PELLETS IN THE ARC FURNACE**

Abstract. According to the results of the experimental data gained at an electric smelting of DRI pellets in the arc furnace a mathematical model was developed of a joint heating and fusion of pellets in a unit bosh. On the basis of effects of modelling it is fixed that realization of a mode of fusion of pellets in under electrode space of the arc furnace allows to intensify essentially processes of electric steel smelting with the achievement of higher power technological and manufacture overall economics.

Keywords: arc furnace, heating and fusion of pellets, electric arc.

E-MAIL: fenix-evg@yandex.ru

По данным научных исследований [1, 2] перспективным направлением является электроплавка окатышей в дуговой печи с полыми (трубчатыми) электродами¹. Технологический режим электроплавки железорудных металлизированных окатышей (ЖМО) при такой системе их загрузки в ванну дуговой печи определяется условиями теплогенерации и теплообмена в электрической дуге, совместного протекания процессов нагрева и плавления окатышей в объеме шлако-металлического расплава, находящегося под воздействием высокотемпературной дуги [1].

Из анализа полученных экспериментальных данных [1, 2] по длительности плавления ЖМО в 150-т дуговой сталеплавильной печи (ДСП) следует, что при подаче ЖМО через каналы полых электродов в зону воздействия электрических дуг на поверхность расплава, время их нагрева и плавления уменьшается как за счет их дополнительного подогрева при прохождении через электрическую дугу, так и за счет более высокой температуры расплава в локальной зоне воздействия электрических дуг на поверхность ванны, что является более эффективным по сравнению с

другими технологическими вариантами электроплавки стали [2, 3].

Взаимодействие окатышей и стального лома с жидкой металлической ванной представляет собой сложный тепло- и массообменный процесс, являющийся в общем случае нестационарным [3].

В этой связи представляется необходимым более детальное рассмотрение процессов нагрева и плавления окатышей в ванне дуговой печи при различных способах загрузки окатышей в печь.

Исходя из особенностей протекания электроплавки ЖМО в дуговой печи [4], учета механизма взаимодействия твердого тела с железоуглеродистым расплавом [3], условий образования гарнисажной корочки на поверхности окатышей при их плавлении в ванне агрегата [5] и интенсификации плавления окатышей [2, 4] при их загрузке в зону воздействия электрической дуги на шлакометаллический расплав, предложена структура математической модели нагрева и плавления окатышей в системе дуга–шлак–металл.

Так, плавление окатыша в расплаве и в дуге представляет собой задачу теплопроводности с движущейся границей, составляющей особый класс задач внутреннего теплообмена. Численные методы решения этих, существенно нелинейных, задач достаточно подробно

¹ Меркер Э.Э., Карпенко Г.А., Черменев Е.А. Устройство и способ загрузки металлизированных окатышей в дуговую печь. Пат. 2487306 С1 и 2487172 С1 РФ; опубли. 10.07.2013, Бюл. № 19.

разработаны и наиболее часто для этого применяют различные модификации метода конечных разностей [3, 6].

При построении математической модели принимали ряд допущений и ограничений [1, 5]:

- металлизированный окатыш имеет сферическую форму и является однородным и изотропным;
- в сферической системе координат, связанной с центром окатыша, температурные поля являются осесимметричными;
- при плавлении окатыша в дуге плотность расплава равна плотности окатыша;
- при взаимодействии ЖМО с расплавом теплота не выделяется и не поглощается, жидкий расплав не проникает в поры, а теплофизические свойства окатыша характеризуются средними показателями, постоянными во всей расчетной области;
- теплота распространяется за счет теплопроводности, влияние вынужденной и свободной конвекции не учитываем;
- фазовые превращения происходят при определенных температурах;
- температура окружающего окатыш расплава постоянна.

При этом учитываем, что фазовые превращения, сопровождающие охлаждение и нагрев при плавлении окатыша, приводят к нелинейности задачи теплопроводности [6].

Плавление окатыша в шлаке

Рассмотрим постановку внутренней задачи теплообмена для случая подачи окатыша в ванну ДСП в межэлектродное пространство [4]. Исходя из того, что температура плавления шлака больше температуры плавления окатыша [7], процесс плавления окатыша можно разделить на несколько этапов.

1. Тепловой период, в течение которого на холодном окатыше возникает слой затвердевшего расплава и его толщина сначала растет, а затем, по мере прогрева окатыша, уменьшается вплоть до нуля.
2. Нагрев поверхности окатыша от температуры плавления шлака до температуры плавления окатыша.
3. Собственно плавление самого окатыша.

Постановка задачи

Для первого (теплового) периода.

Особенность математического описания нагрева тела в данном случае заключается в том, что искомое температурное поле удовлетворяет одномерному уравнению теплопроводности в сферических координатах

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right), \quad 0 < r < r_{\text{пов}}(\tau) \quad (1)$$

в области с движущейся границей $0 < r < r_{\text{пов}}(\tau)$, где $r_{\text{пов}}(\tau)$ – функция радиуса твердой поверхности окаты-

ша с учетом корочки, описывающая движение границы раздела, заранее неизвестна и сама подлежит определению в результате решения задачи; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°C); c – удельная теплоемкость элементарного слоя, Дж/(кг·°C); ρ – плотность элементарного слоя, кг/м³.

В качестве начальных условий указываем исходное распределение температур по сечению окатыша и исходное значение его радиуса, так как в начальный момент времени тело является равномерно прогретым:

$$T(r, 0) = T_0, \quad 0 \leq r \leq r_{\text{ок}}, \quad r_{\text{пов}}(0) = r_{\text{ок}}, \quad (2)$$

где T_0 – начальная температура окатыша, °C; $r_{\text{ок}}$ – начальный радиус окатыша, м²;

Граничное условие при $r = 0$ является следствием симметрии температурного поля:

$$\frac{\partial T(0, \tau)}{\partial r} = 0. \quad (3)$$

Граничные условия на движущейся межфазной поверхности [при $r = r_{\text{пов}}(\tau)$] имеют специфический вид. Первое условие определяется тем, что фазовые превращения происходят при определенных температурах:

$$T(r_{\text{пов}}(\tau), 0) = T_{\text{пл}}, \quad (4)$$

где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления намерзающего или плавящегося слоя, °C.

Второе условие выражает уравнение теплового баланса на границе раздела окатыш–расплав:

$$-\lambda \frac{\partial T(r_{\text{пов}}(\tau), \tau)}{\partial r} + q_0 \pm \rho L v_{\text{пл}} = 0, \quad (5)$$

где $v_{\text{пл}}$ – объемная скорость кристаллизации (+) или плавления (–) слоя, м³/с; L – удельная теплота фазового превращения (плавления) расплава, Дж/кг; $q_0 = a(T_{\text{расп}} - T_{\text{пов}})$ – тепловой поток конвективной теплоотдачи от расплава к поверхности окатыша; a – коэффициент конвективной теплоотдачи, Вт/(м²·°C); $T_{\text{расп}}$ – температура расплава, °C; $T_{\text{пов}}$ – температура поверхности, °C.

Для второго периода (нагрева).

Искомое температурное поле в данном случае удовлетворяет уравнению (1), но в области $0 < r < r_{\text{ок}}$.

Начальными условиями являются распределение температур по сечению окатыша в конце первого периода.

Граничное условие при $r = 0$ аналогично предыдущему периоду (3).

Первое граничное условие на поверхности (при $r = r_{\text{ок}}$) аналогично условию (4), так как в конце периода она прогревается до температуры фазовых превращений.

Второе условие, с учетом того, что температура окружающего окатыш расплава постоянна, выражает уравнение теплового баланса на границе раздела окатыш–расплав и имеет вид:

$$\lambda \frac{\partial T(r_{\text{ок}}, \tau)}{\partial r} = \alpha (T_{\text{расп}} - T(r_{\text{ок}}, \tau)). \quad (6)$$

Для третьего периода (плавление).

Единственное отличие от первого периода в том, что начальное распределение температур по сечению окатыша берется в конце второго периода. В остальном математическое описание аналогично первому периоду и описывается той же системой.

Плавление окатыша в подэлектродном пространстве

Рассмотрим постановку внутренней задачи теплообмена для случая подачи окатыша в ванну ДСП через полый электрод [1, 7]. Исходя из того, что окатыш при подаче в ванну первоначально подвергается интенсивному излучению горячей электрической дуги, проходя подэлектродное пространство в непосредственной близости от нее, а температура плавления металла больше температуры плавления окатыша, процесс плавления окатыша можно разделить на несколько этапов.

1. Нагрев поверхности окатыша от начальной температуры до температуры плавления в результате воздействия излучения от дуги во время его падения.

2. Плавление окатыша в подэлектродном пространстве во время его падения в дуге. При этом расплав окатыша, накапливаясь на поверхности твердого остатка, передает тепло теплопроводностью от поверхности, подвергающейся излучению дуги, и сам нагревается выше температуры плавления окатыша.

3. Собственно плавление самого окатыша в жидком металле (с образованием корочки металла) подэлектродного пространства.

Постановка задачи

Для первого периода (нагрева).

Учитывая рассмотренные ранее выражения, математическое описание нагрева тела в данном случае также удовлетворяет уравнению (1) в области $0 < r < r_{\text{ок}}$ с начальными условиями (2), граничными условиями при $r = 0$ аналогично уравнению (3).

Первое граничное условие на поверхности (при $r = r_{\text{ок}}$) аналогично условию (4), так как в конце периода она прогревается до температуры фазовых превращений.

Второе условие выражает уравнение теплового баланса на поверхности окатыша и имеет вид:

$$\lambda \frac{\partial T(r_{\text{ок}}, \tau)}{\partial r} = q_{\text{изл}}, \quad (7)$$

где $q_{\text{изл}}$ – тепловой поток излучением от дуги на поверхность окатыша, Вт.

Для второго периода (плавление в дуге).

Поскольку в результате плавления образующийся расплав остается на поверхности и по принятому допущению имеет ту же плотность, то искомое температурное поле в данном случае удовлетворяет уравнению (1), но в области $0 < r < r_{\text{пов}}(\tau)$ для окатыша и $r_{\text{пов}}(\tau) < r < r_{\text{ок}}$ для расплава, т.е. имеем две границы: движущуюся между остатком окатыша и его расплавом и постоянную на поверхности расплава, воспринимающую излучение дуги.

Начальными условиями являются распределение температур по сечению окатыша в конце первого периода и $r_{\text{пов}}(0) = r_{\text{ок}}$.

Граничное условие при $r = 0$ аналогично предыдущему периоду (3).

Первое граничное условие на границе раздела окатыш–расплав определяется выражением (4).

Второе условие выражает уравнение теплового баланса на границе раздела окатыш–расплав:

$$\lambda \frac{\partial T(r_{\text{пов}}(\tau), \tau)}{\partial r} + \rho L v_{\text{пл}} = 0. \quad (8)$$

Граничное условие на поверхности (при $r = r_{\text{ок}}$) аналогично условию (7).

Для третьего периода (плавление в металле) математическое описание аналогично описанию третьего периода в математической модели плавления окатыша вне электрической дуги в ванне ДСП, изложенной выше.

Для решения таких задач используется сетка с переменным числом узлов. Принимали, что за один шаг по времени граница перемещается на один шаг по координате, т.е. при переходе к очередному моменту времени число шагов по координате n_k изменяется на единицу:

- при кристаллизации $n_{k+1} = n_k + 1$;
- при плавлении $n_{k+1} = n_k - 1$.

При таком подходе шаг по времени становится неизвестным и его также необходимо рассчитывать. Поэтому для решения таких задач использовали неявные разностные схемы, как безусловно устойчивые. Для моделирования плавления окатыша использовали неявную четырехточечную разностную схему как менее громоздкую в сравнении с шеститочечной [6].

При построении разностной схемы использовали метод баланса. Исходили непосредственно из законов сохранения энергии и переноса тепла, примененных к дискретному температурному полю.

Поскольку зависимость искомых значений температур от ее значений в предыдущий момент времени определяется разностными уравнениями неявным образом, то для расчета температурного поля необходимо их совместное решение. Получившиеся из разностных схем системы линейных алгебраических уравнений наиболее эффективно решаются методом прогонки [6].

Из системы неявных разностных уравнений сначала итерационным методом при прямой прогонке определяем заранее неизвестный шаг по времени и соответствующие ему прогоночные коэффициенты, а затем, зная из граничных условий температуру на поверхности, обратной прогонкой определяем искомое распределение температур и переходим к расчету аналогичным образом следующего шага по времени с новым числом шагов по координате. При расчете плавления в дуге перед определением шага по времени рассчитываем распределение температур в образующемся расплаве. Расчет завершается при уменьшении числа шагов по координате до нуля.

Адекватность модели проверяли путем сравнения результатов расчета с опытными данными [5] при погружении оловянных образцов в перегретый расплав олова. Разница не превышает 6 %, что свидетельствует об адекватности предложенной модели [1, 7].

Результаты расчета приведены на рис. 1 – 3. Из анализа данных рис. 1 следует, что время плавления ЖМО при подаче через трубчатые электроды на расплав под дугой в 4 – 5 раз меньше, чем при плавлении их в шлаке т.е. вне электродов и влияния электрической дуги [1]. При этом разница уменьшается с увеличением значения коэффициента теплоотдачи [2, 4]. При подаче окатыша в шлак на нем образуется корочка [5] толщиной до 25 % от радиуса окатыша, а сам тепловой период (существования корочки) достигает 35 % от времени плавления окатыша [7]. При подаче в расплав под электродом толщина корочки более чем в 3 раза меньше и при этом продолжительность теплового периода не превышает 20 %, а при высоких значениях коэффициента теплоотдачи (см. рис. 2) корочка не образуется и тепловой период отсутствует (окатыш плавится).

На рис. 2 приведены данные расчета по изменению текущего размера окатыша при его плавлении в зависимости от уровня теплоотдачи в шлаке (а) и в подэлектродной области печи (б), т.е. в области высокотемпературного расплава под воздействием на него электрической дуги [2].

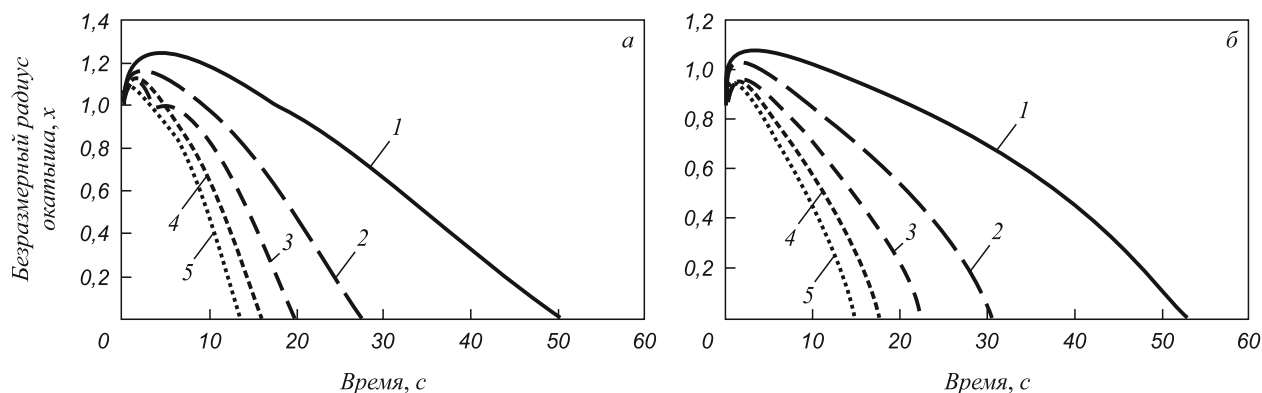


Рис. 2. Изменение безразмерного радиуса окатыша во времени при подаче окатыша в шлак (а) и в подэлектродное пространство (б) при различных коэффициентах конвективной теплоотдачи, кВт/(м²·К): 1 – 1; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 4; 5 – 5

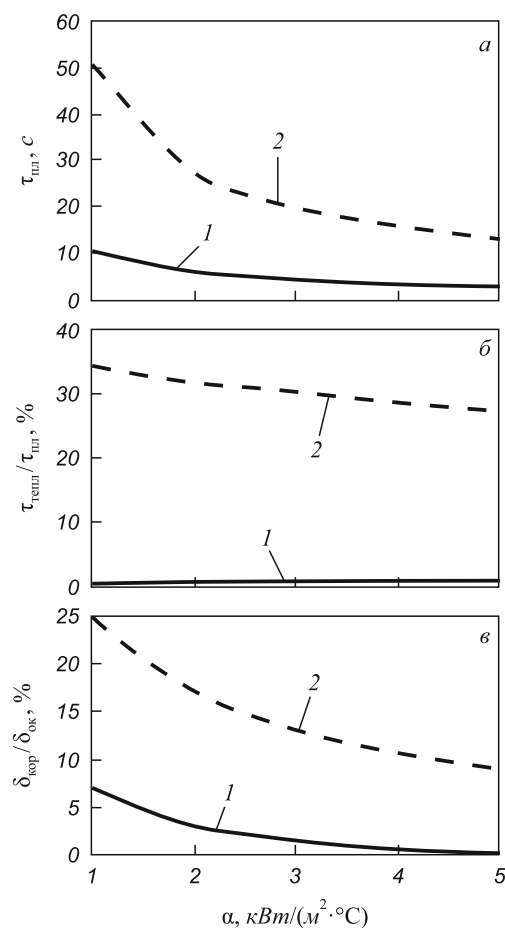


Рис. 1. Изменение времени плавления окатыша (а), доли теплового периода (б) и относительной толщины намерзающей корочки (в) в зависимости от коэффициента теплоотдачи при разных способах подачи ЖМО в ванну ДСП: 1 – на расплав под дугой; 2 – в шлак

При этом температурные условия состояния окатыша можно проанализировать в динамике по ходу нагрева и плавления. Из данных результатов моделирования (см. рис. 3) следует, что при плавлении окатыша в объеме шлака к концу теплового периода (17,72 с) окатыш успевает прогреться, в то время как при подаче ЖМО в подэлектродное пространство по

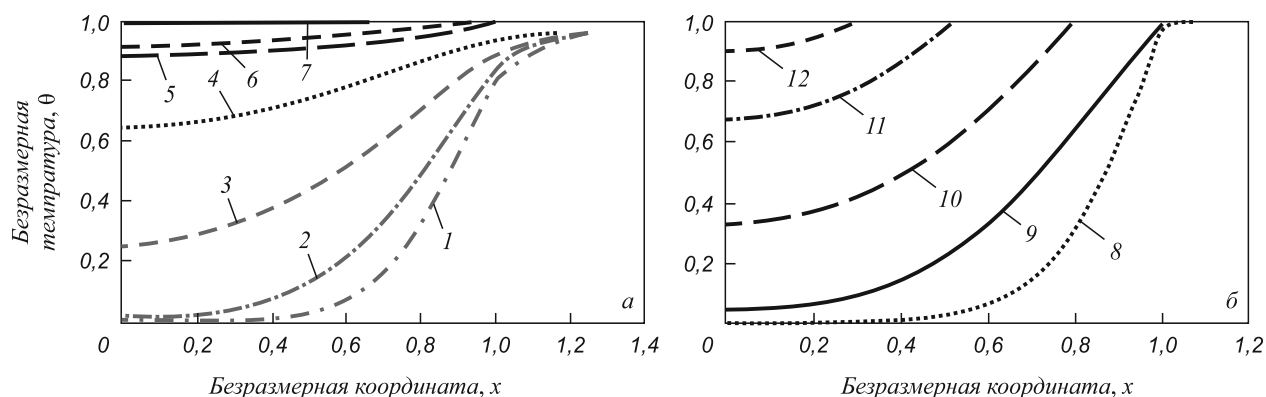


Рис. 3. Распределение температур по сечению окатыша ($\alpha = 1 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$) при подаче окатыша в шлак (а) и в подэлектродное пространство (б) в различные моменты времени плавления, с:
 1 – 1,02; 2 – 1,98; 3 – 4,97; 4 – 10,09; 5 – 17,72; 6 – 20,11;
 7 – 29,93; 8 – 0,845; 9 – 2,37; 10 – 5,00; 11 – 7,50; 12 – 8,99

сечению окатыша присутствует существенный градиент температур.

Выводы. В работе предложена и разработана математическая модель нагрева и плавления железорудных окатышей в дуговой печи, адекватность которой была проверена сравнением с опытными данными экспериментов. С ее помощью проведена оценка процессов нагрева и плавления железорудных окатышей при различных способах их загрузки в ванну дуговой печи.

Результаты моделирования подтвердили эффективность подачи окатышей на расплав под дугой. Так, время плавления при этом в 4 – 5 раз меньше, чем при плавлении их в шлаке. В первом случае толщина корочки на окатыше в 3 раза меньше и при этом продолжительность теплового периода не превышает 20 %. При высоких значениях коэффициента теплоотдачи корочка не образуется и тепловой период отсутствует. В то время, как при подаче ЖМО в шлак образуется корочка толщиной до 25 % от радиуса окатыша, а сам тепловой период может достигать 35 % от времени плавления окатыша.

Температурные условия окатыша проанализированы в динамике по ходу нагрева и плавления. Установлено, что при плавлении окатыша в шлаке к концу тепло-

вого периода окатыш успевает прогреться, в то время как при подаче в подэлектродное пространство по его сечению присутствует градиент температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Черменев Е.А., Меркер Э.Э., Харламов Д.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 5. С. 67 – 68.
2. Сазонов А.В., Меркер Э.Э., Черменев Е.А. // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2011. № 8. С. 62 – 64.
3. Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Харлашин П.С., Бакст В.Я. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 13 – 16.
4. Меркер Э.Э., Сазонов А.В., Гришин А.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 2. С. 31 – 33.
5. Гришин А.А., Меркер Э.Э., Кочетов А.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 1. С. 69 – 70.
6. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупеников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей: Учеб. для вуз. – М.: Металлургия, 1990. – 239 с.
7. Черменев Е.А., Меркер Э.Э. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 8 – 10.

© 2014 г. Е.А. Черменев, Э.Э. Меркер, В.А. Степанов
 Поступила 14 октября 2013 г.

К 80-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В.Я. ДАШЕВСКОГО



13 октября 2013 г. исполнилось 80 лет заведующему лабораторией Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, доктору технических наук, профессору, действительному члену Российской академии естественных наук профессору кафедры экстракции и рециклинга черных металлов НИТУ «МИСиС» Виктору Яковлевичу Дашевскому.

После окончания в 1956 г. Московского института стали В.Я. Дашевский работал на Челябинском электрометаллургическом комбинате плавильщиком, мастером, начальником смены. В 1960 – 1963 гг. обучался в аспирантуре Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, после окончания аспирантуры был оставлен в Институте, где прошел путь от младшего научного сотрудника до заведующего лабораторией.

В.Я. Дашевский – известный специалист в области физикохимии металлических и оксидных расплавов, теории и практики электротермии ферросплавов. Он является автором большого числа пионерских работ по исследованию термодинамических свойств растворов кислорода, серы, фосфора, углерода в расплавах на основе железа, никеля, кобальта, марганца, хрома. В.Я. Дашевский является разработчиком одного из приоритетных научных и практических направлений металлургии ферросплавов – созданию на основе теоретических и экспериментальных исследований новых прогрессивных процессов производства марганцевых ферросплавов. Он автор более 300 научных трудов, в том числе монографий, авторских свидетельств на изобретения и патентов РФ. Для научных публикаций Дашевского В.Я. характерно глубокое проникновение в существо решаемой проблемы, внимательное

отношение к научным результатам коллег и тщательное изучение зарубежного и отечественного опыта. Результаты проведенных им исследований публиковались в ведущих научных отечественных и зарубежных журналах: «Доклады Академии наук», «Черные металлы», «Металлы», «Сталь», «Расплавы», «Журнал физической химии», «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия», «ISIJ International», «Steel Research» и др.

В.Я. Дашевский уделяет большое внимание вопросам подготовки научных и инженерных кадров, ведет активную педагогическую деятельность. С 2001 г. он является профессором кафедры экстракции и рециклинга черных металлов Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», им подготовлен новый для кафедры курс «Теория и технология ферросплавов», ведет подготовку молодых специалистов – бакалавров, магистров, аспирантов.

В.Я. Дашевский лауреат премии Совета Министров СССР (1990 г.) за участие в работе «Комплекс научных исследований, проектно-конструкторских и технологических разработок по техническому перевооружению и расширению электротермического производства марганцевых ферросплавов с внедрением электропечей большой мощности, эффективных прогрессивных технологий и оборудования», лауреат премии Правительства Российской Федерации (1997 г.) за участие в работе «Комплекс научных исследований, технологических разработок и освоение новых прогрессивных процессов производства ферросплавов» и лауреат премии имени И.П. Бардина Российской академии наук (2010 г.) за участие в работе «Физико-химические основы и технические решения процессов, направленных на повышение качества стали».

В.Я. Дашевский член Ученого совета Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, член Диссертационных советов Д.006.02 (ИМЕТ РАН) и Д.217.035.02 (ЦНИИЧермет), член Научного совета по металлургии и материаловедению РАН, член редколлегии журналов «Черные металлы», «Металлы» и «Сталь» (раздел «Ферросплавы»), член международного редакционного совета журнала «Проблемы металлургии, сварки и материаловедения» (Грузия), член Национальной ассоциации по экспертизе недр – эксперт России по недропользованию.

Редколлегия и редакция журнала, друзья и коллеги сердечно поздравляют Виктора Яковлевича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов в научной и педагогической деятельности.

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Дружинин Г.М., Зайнуллин Л.А., Казяев М.Д., Спирин Н.А., Ярошенко Ю.Г. Ресурсо-энергетические проблемы черной металлургии (в порядке обсуждения)	3
--	---

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Хилько А.А., Симонян Л.М., Глинская И.В., Тесёлкина А.Э. Особенности изучения состава электросталеплавильной пыли ...	9
---	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Ширяева Е.В., Подгородецкий Г.С., Малышева Т.Я., Горбунов В.Б., Заводяный А.В., Шаповалов А.Н. Влияние низкощелочного красного шлама на свойства и микроструктуру агломерата из шихтовых материалов ОАО «Уральская Сталь» ...	14
Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В. Исследование условий всплытия неметаллических включений при продувке аргоном жидкой ванны промежуточного ковша МНЛЗ. Сообщение 2	19
Серебряков Ал.В., Серебряков Ан.В., Буркин С.П. Анализ адгезионного взаимодействия в системе карбид (оксид, нитрид)–металлы группы железа	25
Лыкасов А.А., Рысс Г.М., Бородин И.С. Восстановление железа из шлака сульфидной плавки продуктами газификации углерода	30

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н., Баранчиков К.В. Изучение искажения поперечного сечения непрерывнолитого сляба	34
Глухов Л.М., Герасимова А.А., Радюк А.Г. Восстановление эксплуатационных характеристик металлургического инструмента с помощью лазерной наплавки шликерных покрытий	38

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Акбердин А.А., Юсфин Ю.С., Тойманкулов Т.Б. Диаграмма равновесного фазового состава системы Fe–Si–Mn–B	40
Поздняков А.В., Чурюмов А.Ю., Царьков А.А., Базлов А.И., Солонин А.Н. Влияние соотношения Ti/B на микроструктуру и твердость стали с высоким содержанием бора	43
Конашков В.В., Цепелев В.С. Особенности процессов релаксации аморфизирующихся расплавов на основе железа	46
Лаптев А.И. Классификация синтетических поликристаллических алмазов «баллас» и «карбонадо»	51

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Климовицкий М.Д. Оптимальное управление нагревом заготовок в комплексе «печь–стан»	56
Ячиков И.М., Костылева Е.М. Математическое моделирование формы дуг при их электромагнитном взаимодействии. Сообщение 1	59
Черменёв Е.А., Меркер Э.Э., Степанов В.А. Разработка математической модели нагрева и плавления железорудных окатышей в дуговой печи	65
К 80-летию со дня рождения В.Я. Дашевского	70

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

Druginin G.M., Zajnullin L.A., Kazyaev M.D., Spirin N.A., Yaroschenko Yu.G. Resource and energy problems of ferrous metallurgy (in order of discussion)	3
--	---

THE RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY

Khilko A.A., Simonyan L.M., Glinskaya I.V., Teselkina A.E. Features of study composition of the electric steel dust	9
--	---

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Schiryayeva E.V., Podgorodetskiy G.S., Malysheva T.Ya., Gorbunov V.B., Zavodyaniy A.V., Schapovalov A.N. Influence of low alkaline red mud on the properties and microstructure of the agglomerates from the charge materials JSC "Ural steel"	14
Smirnov A.N., Efimpva V.G., Kravchenko A.V. Study conditions of non-metallic inclusions flotation during argon injection in liquid bath tundish CCM. Report 2	19
Serebryakov A.I.V., Serebryakov A.N.V., Burkin S.P. Analysis of adhesive interaction system carbide (oxides, nitrides)–ferrous metal	25
Lykasov A.A., Ryss G.M., Borodin I.S. Iron reduction from slag of sulphuric melting by the products of carbon gasification	30

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N., Baranchikov K.V. Study of distortion of cross-section continuously cast slabs	34
--	----

Glukhov L.M., Gerasimova A.A., Radjuk A.G. Restoration of metallurgical performance tool with laser melting slip coatings	38
--	----

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Akberdin A.A., Yusfin Yu.S., Toymankulov T.B. Chart of equilibrium phase composition of Fe–Si–Mn–B	40
Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu., Tsarkov A.A., Bazlov A.I., Solonin A.N. Influence of the ratio Ti/B on the microstructure and hardness of steel with high boron content	43
Konashkov V.V., Tsepelev V.S. Features of relaxation processes of amorphous melts on iron basis	46
Laptev A.I. The classification of synthetic polycrystalline diamond "Ballas" and "Carbonado"	51

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Klimovitsky M.D. Optimal metal heating management in complex "furnance–rolling-mill"	56
Yachikov I.M., Kostyleva E.M. The mathematical modeling of form of arcs with their electromagnetic coupling. Report 1	59
Chermeney E.A., Merker E.E., Stepanov V.A. Development of mathematical model of a heating and fusion of iron-ore pellets in the arc furnace	65
To the 80 anniversary of the birth of Y.A. Dashevsky	70

Подписано в печать 28.01.2014. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4104.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35