

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

4

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

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»,
Тел./факс: (499) 236-14-27
E-mail: ferrous@misis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Новокузнецк, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный
индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiau.ru

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» по решению ВАК входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук»

Founders:

National Research Technological University "MISIS"
Siberian State Industrial University

Chief editor: Yusfin Yu.S.

Deputy chief editor: Protopopov E.V.

Responsible secretary: Glebov A.G.

Deputy responsible secretary: Olendarenko N.P.

Editorial board:

Astakhov M.V., Ashihmin G.V., Belov V.D., Volynkina E.P., Gorbatyuk S.M.,
GUOI TANG (China), Grigorovich K.V., Gromov V.E., Dub A.V., Kavalla R.,
Kolokoltsev V.M., Kosirev K.L., Kurnosov V.V., Lazutkin S.S., Myshlyayev L.P.,
Nikulin S.A., Podgorodetskiy G.S., Polulyakh L.A., Pyshmintsev I.Yu.,
Simonyan L.M., Solodov S.V., Spirin N.A., Temlyantsev M.V., Filonov M.R.,
Speidel M.(Switzerland), Yur'ev A.B.

Editorial addresses:

119049, Moscow, Leninsky Pros., 4
National Research Technological University "MISIS"
Tel./fax: +7 (499) 236-14-27
E-mail: ferrous@misis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Novokuznetsk, Kirova Str., 42
Siberian State Industrial University,
Tel.: +7 (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@sibsiau.ru

Publisher:

Publishing House National Research
Technological University "MISIS"

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ АТТЕСТАЦИИ СЫРЬЯ И ПРОДУКТОВ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА БОР-УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СОЕДИНЕНИЙ ХРОМА

И.В. Ноздрин, к.т.н., доцент

Л.С. Ширяева, аспирант

В.В. Руднева, д.т.н., профессор

Г.В. Галевский, д.т.н., профессор

Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. Проведено исследование порошкообразного сырья (хрома, его оксида и хлорида, бора), микро- и нанопорошков бора и карбонитрида хрома и сопутствующих им пиролитических бора и углерода с применением просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии. Установлено, что метод ПЭМ при анализе порошкообразного сырья и промышленных микропорошков боридов и карбидов хрома обеспечивает получение полной информации о форме и размерах частиц и их дисперсном составе, а при анализе нанопорошков обеспечивает визуализацию отдельных частиц, определение их линейных размеров, подтверждение их формы, близкой к шаровидной. Метод РЭМ предоставляет возможность изучения склонности наночастиц к агрегированию, исследование ансамбля и отдельных наночастиц с уточнением размерного диапазона, позволяет однозначно констатировать геометрическую форму частиц, предложить и обсудить возможный механизм формирования наночастиц. Отличительной особенностью нанопорошков пиролитического бора и углерода является их способность образовывать микроагрегаты размером 200 – 400 и 150 – 200 нм, состоящих из частиц крупностью от 10 до 40 нм.

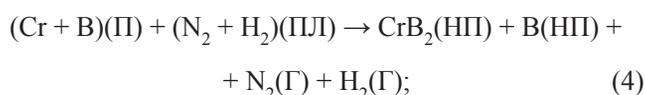
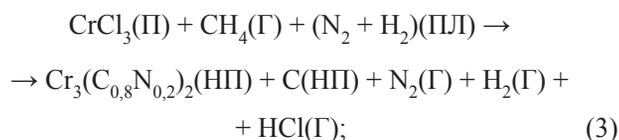
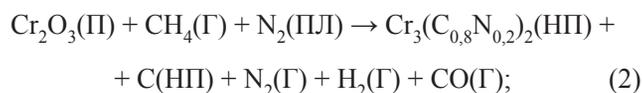
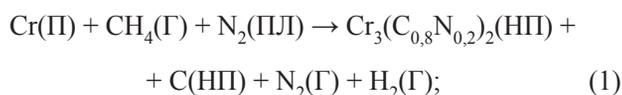
Ключевые слова: электронная микроскопия, микро- и нанопорошки, наночастицы, хром, оксид и хлорид хрома, бор.

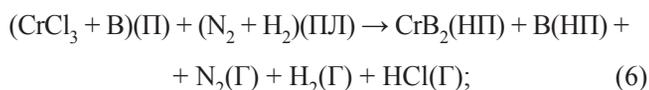
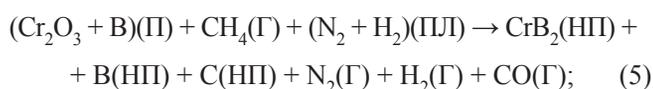
E-MAIL: kafcmet@sibsiu.ru

В системах хром – бор и хром – углерод известны девять соединений, однако лишь два из них – борид CrB_2 и карбид Cr_3C_2 – достаточно востребованы в составе высокотемпературных, сверхтвердых, износостойких материалов порошковой металлургии, напыления и наплавки защитных покрытий. Синтез этих соединений в наносостоянии открывает новые перспективы их использования, в том числе в технологии композиционных гальванических покрытий, модифицировании металлических и неметаллических материалов. Сопоставление различных способов получения нанопорошков металлов и их соединений с бором и углеродом свидетельствует о том, что для достижения наноуровня в первую очередь востребованы технологии, основанные на применении высококонцентрированных энергетических потоков для газификации сырья и формировании целевого продукта при конденсации из газовой фазы. Среди подобных технологий плазменный способ, обеспечивая результаты, качественно сопоставимые с достигаемыми, например при лазерном и электронно-лучевом воздействиях, отличается сравнительной простотой реализации и является из данной группы наиболее изученным и конкурентоспособным. Действительно, в течение последних 10 лет все фирмы, заявившие о себе как о потенциальных поставщиках нанопорошков металлов и их соединений с объемом реализации

более 1 т, осуществляют их производство на основе плазмоструйных процессов.

Процессы плазменного синтеза условно можно подразделить на три стадии: эволюция исходного сырья, включая его движение в потоке газа-теплоносителя, нагрев и фазовые переходы (плавление и испарение); химические реакции, т.е. сам синтез; формирование дисперсного продукта, включающее конденсацию, коалесценцию, коагуляцию и кристаллизацию. Схематично плазменный синтез бор-углеродсодержащих соединений хрома может быть описан следующим образом:





здесь П, НП, ПЛ, Г – порошок, нанопорошок, плазма, газ соответственно.

Первая стадия в случае использования дисперсного сырья является лимитирующей и определяет в связи с этим количественный выход целевого продукта. При скорости плазменного потока 60 – 65 м/с и начальной удельной энтальпии 7,5 – 8,5 МДж/кг время пребывания дисперсного сырья при температурах перехода его в паровую фазу, как правило, не превышает 1 – 2 мс, а соответствующая длина пути – 2 – 3 см. Все это предопределяет необходимость использования высокодисперсного сырья известного гранулометрического состава.

Наличие информации о распределении частиц сырья по размерам позволяет провести модельно-математическое исследование взаимодействия плазменного и сырьевого потоков и с достаточной для технологического уровня достоверностью прогнозировать гидродинамические и энергетические условия его эффективной «газификации». Однако технические условия на различные виды сырья содержат достаточно полную информацию о химическом составе и весьма ограниченную о его крупности. Так например, в технической документации на порошок хрома марки ПХ1М приводится только размер частиц (основная фракция) менее 125 мкм, а техническая документация на оксид хрома металлургической марки ОХМ-0, трихлорид хрома (ТУ 6-09-02-585 – 95, изм. и доп.), бор аморфный марки В99 вообще не содержит информации о крупности порошков. Все это обуславливает необходимость исследования гранулометрического состава порошкообразного хром-борсодержащего сырья методом электронной микроскопии.

Вторая и третья стадии плазменного синтеза определяют фазовый и химический составы целевых продуктов и их дисперсность. Продуктами плазменного синтеза, реализуемого в вариантах 1 – 6, являются карбонитрид хрома состава $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ и борид хрома CrB_2 , получаемые в виде нанопорошков. Им сопутствуют в несвязанном, т.е. свободном виде примеси бора и углерода, также осаждаемые в наносостоянии. В процессе аттестации нанопорошков целевых продуктов необходимо подтвердить их характеристики, которые определяют основные физико-химические свойства и важны для оценки условий эффективного применения. Знание подобных характеристик также важно и для нанопорошков примесей, поскольку предопределяет эффективность поиска способов их удаления. В то же время нанопорошки являются сложными объектами для изучения и аттестации.

Это связано с малыми размерами частиц, спецификой многих их физических свойств, формированием метастабильных и неизвестных до сих пор фаз, высокой реакционной способностью и т.д. В нанопорошках также образуются агрегаты, прочность которых в зависимости от условий получения может быть настолько высокой, что разделение их на исходные частицы требует принятия особых мер или разработки специальных методик. Поэтому многие способы исследования и аттестации крупнокристаллических материалов неприменимы для нанопорошков и зачастую требуют существенных изменений и доработок.

Важнейшими характеристиками нанопорошков являются размер частиц и их морфология. К размерным параметрам нанопорошков можно отнести величину удельной поверхности, определяющую средние размеры частиц, агрегатов, и области когерентного рассеяния, а также гранулометрический состав частиц. При этом для определения среднего размера частиц и исследования их морфологии прямыми и наиболее наглядными являются методы электронной микроскопии [1 – 4]. В настоящее время электронные микроскопы дают разрешение 1 – 10 нм, а в новейших конструкциях оно достигает 0,2 нм. Оснащение таких приборов рядом приставок для элементного, фазового, структурного анализов способствовало их превращению в чрезвычайно гибкие аналитические инструменты, обеспечивающие различные потребности физико-химического исследования.

В настоящее время используются просвечивающие (ПЭМ), растровые (РЭМ), зондовые и другие виды электронных микроскопов. ПЭМ позволяет в проходящих электронных лучах получить изображение изучаемого объекта в светлом и темном полях, а также электронограммы. Этот метод успешно используется для визуализации частиц малых размеров. При работе с ПЭМ главным требованием к образцам является их прозрачность для электронов. Поэтому наноматериалы изучаются в виде тонких пленок, фольги, срезов толщиной от 1 до 10 мкм. Нанопорошки обычно исследуют путем нанесения на аморфную углеродную пленку – подложку или углеродную сетку. Одним из важнейших направлений развития этого метода анализа является просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения (ПЭМ ВР), ставшая в последние годы одним из основных способов получения новых знаний о структуре наноматериалов [4].

Более эффективно изучение размерных характеристик и морфологии нанопорошков с помощью РЭМ. При этом поверхность исследуемого образца облучается тонко сфокусированным электронным зондом диам. 1,5 – 5,0 нм, совершающим возвратно-поступательные движения по прямой линии или развертывающимся в растр. В таком микроскопе возможно различать участки изучаемых объектов размером 5 – 10 нм. Для РЭМ характерна большая глубина резкости, что позволяет

оценивать поверхность и приповерхностную структуру массивных тел, глубоко протравленные образцы, поверхности разломов, дендритные и фрактальные структуры. Этим методом успешно изучаются порошковые материалы (морфология частиц, их средний размер и в ряде случаев – их распределение по размерам).

Отмеченные выше исследовательские возможности электронной микроскопии, как правило, реализуются при преодолении определенных методических трудностей. Во-первых, это образование нанопорошками слишком прочных агрегатов, разрушение которых (деагрегация) является весьма трудоемкой задачей и часто не дает желаемого результата. Для деагрегации обычно применяют специальные установки – диспергаторы, в которых суспензия изучаемого материала подвергается воздействию ультразвука. Однако ряд порошков, например металлов, не могут быть достаточно надежно диспергированы таким способом.

Во-вторых, это разрушающее действие электронного пучка на нанопорошок в ходе эксперимента. Так, под действием энергии электронов возможны разогрев и плавление объекта исследования, что может привести к фазовым превращениям и коагуляции частиц порошка. Наряду с этим нанопорошки обладают повышенной летучестью, что требует специального закрепления этих материалов, поскольку в высоком вакууме они могут засорять рабочие части самого микроскопа.

В-третьих, с точки зрения аттестации нанопорошков микроскопический анализ имеет существенный недостаток – локальность, т.е. получение информации об очень ограниченном количестве вещества. В связи с этим для получения корректных результатов по среднему размеру частиц нанопорошка необходимо собрать статистические данные, что чрезвычайно трудоемко ввиду локальности анализа. Однако несмотря на отмеченные недостатки и методические ограничения, в настоящее время электронная микроскопия является мощным инструментом научных исследований, единственным прямым методом изучения размерных характеристик вещества и «критерием истинности» для всех разрабатываемых косвенных методов измерения и расчета размера нанопорошков.

Целью настоящей работы является определение гранулометрического состава порошкообразного сырья – бора, хрома, его оксида (III) и хлорида (III), формы, размера частиц и дисперсного состава нанопорошков бориды и карбонитрида хрома и сопутствующих им основных примесей – свободных, т.е. несвязанных в целевые продукты пиролитических бора и углерода с помощью ПЭМ и РЭМ, оценка склонности нанопорошков к агрегированию.

В качестве объектов исследования использовались порошки хрома марки ПХ1М, его оксида (III) марки ОХМ-0 и хлорида (III) (ТУ 6-09-02-585 – 95, изм. и доп.), бора марки В99, нанопорошки бориды CrB_2 и карбонитрида $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ хрома различных техноло-

гических вариантов синтеза, пиролитических бора и углерода, выделенных флотацией, микропорошки бориды CrB_2 (ОАО «КМК «Сибэлектросталь») и карбида Cr_3C_2 (ОАО «ТУЛАЧЕРМЕТ»).

При этом изучались образцы CrB_2 и $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$, полученные в плазменном азотно-водородном потоке борированием хрома (образец 1), продуктов восстановления оксида хрома метаном (образец 2), продуктов восстановления хлорида хрома водородом (образец 3), карбидизацией хрома (образец 4), продуктов восстановления его оксида (образец 5) и хлорида метаном (образец 6). Все продукты синтеза однофазны и содержат 92 – 94 % (по массе) CrB_2 и $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$, 1,0 – 1,5 % свободных бора и углерода.

Исследование порошков осуществлялось методами ПЭМ и РЭМ. В первом случае исследования проводились с использованием просвечивающего электронного микроскопа EF/4-M/P «Karl Zeiss» (Германия) с ускоряющим напряжением 65 кВ. При проведении экспериментов подтверждены отмеченные в ряде работ трудности приготовления препаратов из нанопорошков, образующих благодаря когезионным силам достаточно прочные вторичные агрегаты, не разрушаемые традиционными методами, например диспергированием в вязкой среде (раствор нитроцеллюлозы в амилацетате). Положительные результаты были получены при реализации следующей методики. Навеска порошка массой 0,1 г смешивалась с 500 мл 50 %-ного раствора этилового спирта и обрабатывалась ультразвуком в диспергаторе ЗДН-1 в течение 15 – 30 мин. Капля полученной суспензии наносилась на угольную подложку толщиной 0,025 – 0,25 мкм и высушивалась при температуре 323 К. При работе с нанодисперсными порошками использовалось увеличение до 40 000 крат.

Во втором случае опыты проводились на растровом электронном микроскопе JSM-6700 F с ускоряющим напряжением 0,5 – 30 кВ и разрешением 0,1 нм при 15 кВ и 0,22 нм при 1 кВ. Приготовление препаратов осуществлялось следующим образом. На предварительно прокатанную из индия пластину размером 10×8×1 мм напылялся нанопорошок, вдавливался нанесенный слой, и остатки удалялись обдувом поверхности. Далее исследовались частицы, импрегнированные в металлическую матрицу. При исследовании нанопорошков увеличение составляло до 300 000 крат.

Анализ гранулометрического состава порошковых проб проводился методом статистического обчета микрофотографий. При построении гистограмм для получения воспроизводимости результатов с точностью 5 % к расчету принималось не менее 600 частиц. При этом средний размер частиц определялся как математическое ожидание распределения.

При исследовании образцов порошкообразного сырья методом ПЭМ на микрофотографиях наблюдается достаточно отчетливая картина, представленная ансамблем частиц шаровидной формы с возможностью

измерения линейных размеров (рис. 1). Порошок хрома (рис. 1, *а*) представлен в основном частицами шаровидной или эллипсообразной формы с линейными размерами от 2 до 10 мкм. Для порошка оксида хрома наиболее характерны частицы шаровидной формы размерного диапазона от 1 до 3 мкм (рис. 1, *б*). Частицы порошка хлорида хрома в определенной степени наследуют форму и размер частиц порошка хрома, используемого для хлорирования, легко истираются с образованием микропорошка, представленного частицами разнообразной, но геометрически неправильной формы различного размера – от 0,5 до 13 мкм. Порошок бора отличается от остального сырья значительно более высоким уровнем дисперсности и некоторой склонностью к агрегированию (рис. 1, *з*). Так, частицы порошка бора преобладающей шаровидной формы широкого размерного диапазона – от 50 до 250 нм – могут образовывать агрегаты размером от 250 до 400 нм, содержащие до 10 частиц.

Дисперсный состав порошкообразного сырья представлен на рис. 2. Порошок хрома имеет средний размер частиц 5 мкм (рис. 2, *а*), а 750 исследованных частиц укладываются в размерный диапазон 2 – 10 мкм, причем доля частиц фракции +2 – 5 мкм составляет 47,4 %, а фракции +5 – 10 мкм – 52,6 %. Порошок оксида хрома при обследовании массива из 1030 частиц характеризуется размерным диапазоном 0,5 – 4 мкм, средним размером частиц 2,1 мкм (рис. 2, *б*) и следующим распределением их по фракциям: +0,5 – 2 мкм – 49,3 %, +2 – 4 мкм – 50,7 %. Порошок хлорида хрома по сравнению с порошками хрома и его оксида состоит из более крупных частиц размером 1,5 – 13,5 мкм, имеющих средний размер 6,2 мкм (рис. 2, *в*) и распределенных для 817 частиц по основным фракциям следующим

образом: +1,5 – 7,5 мкм – 62,2 %, +7,5 – 13 мкм – 37,8 %. Порошок бора является самым высокодисперсным из используемого сырья (рис. 2, *з*): для 760 частиц установлен размерный диапазон 50 – 250 нм, средний размер 112 нм и распределение по фракциям +50 – 125 нм – 53,2 %, +125 – 250 нм – 46,8 %.

На рис. 3 приведены микрофотографии (ПЭМ) промышленных микропорошков карбида Cr_3C_2 и борида CrB_2 . Микропорошки карбида и бориды получены карботермическим восстановлением оксида и магнетермическим восстановлением хлорида в присутствии бора соответственно с последующим диспергированием продуктов восстановления в шаровой мельнице в течение 70 – 80 ч. Для обоих микропорошков характерна осколочная, геометрически неправильная форма частиц, свойственная механически измельченному материалу, а размерный диапазон составляет 1 – 5 мкм для карбида и 1 – 6 мкм для бориды.

Микрофотографии нанопорошков бориды и карбонитрида хрома различных технологических вариантов синтеза, полученные с помощью ПЭМ с использованием приготовленных препаратов, приведены на рис. 4. Можно видеть, что ПЭМ обеспечивает такие результаты, как визуализация отдельных частиц, определение

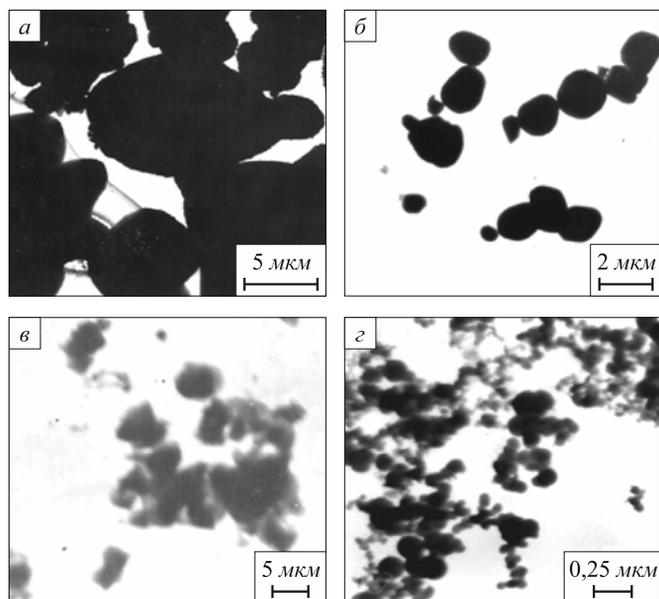


Рис. 1. Микрофотографии порошкообразного сырья для синтеза порошки хрома (*а*), его оксида (*б*) и хлорида (*в*), бора (*з*)

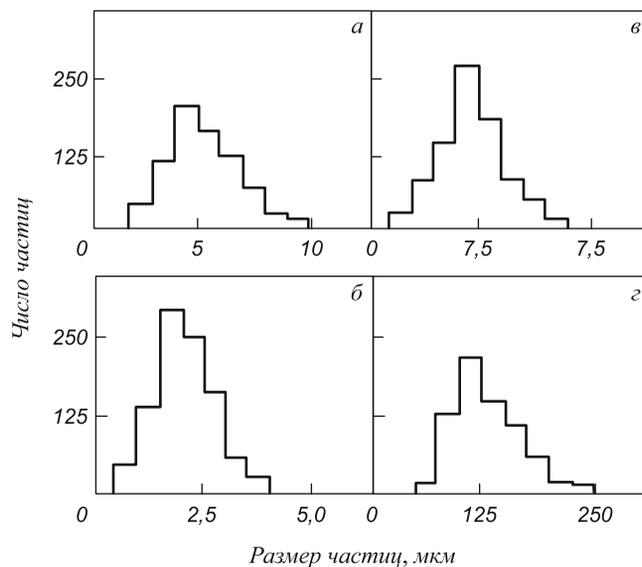


Рис. 2. Дисперсный состав порошкообразного сырья: порошки хрома (*а*), его оксида (*б*) и хлорида (*в*), бора (*з*)

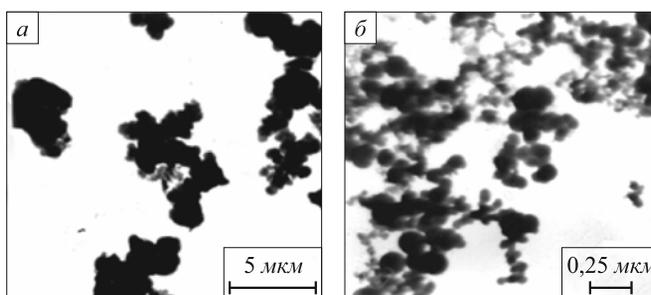


Рис. 3. Микрофотографии (ПЭМ) промышленных микропорошков карбида (*а*) и бориды (*б*) хрома

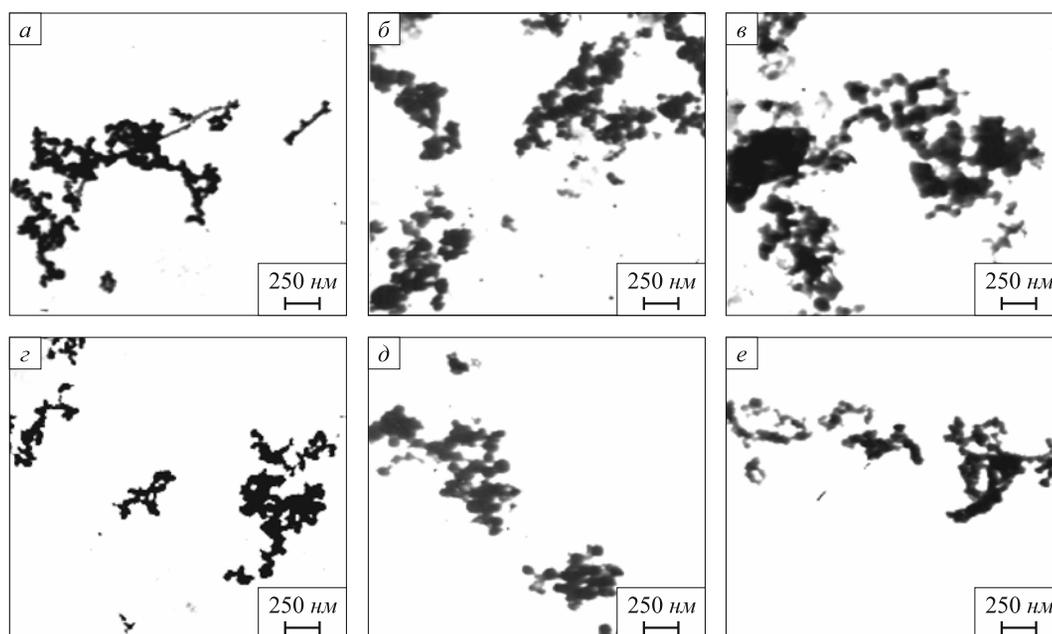


Рис. 4. Микрофотографии (ПЭМ) нанопорошков борида (а, б, в) и карбонитрида (г, д, е):
а и г – образец 1; б и д – образец 2; в и е – образец 3

их размеров и констатация наноуровня, подтверждение формы частиц, близкой к шаровидной. Анализ микрофотографий также позволяет установить основной размерный диапазон наночастиц, соответствующий 20 – 50 нм для CrB_2 (1), 50 – 80 нм для CrB_2 (2, 3), 30 – 70 нм для $\text{Cr}_3(\text{C}_{0,8}\text{N}_{0,2})_2$ (1, 2, 3), а также построить гистограммы. Гистограммы нанопорошков борида хрома приведены на рис. 5. Средний и максимальный размеры наночастиц борида хрома составляют, нм: для образцов 1 – 42,0 и 90, 2 – 68,9 и 130, 3 – 73,3 и 130 соответственно. Значения среднего размера наночастиц борида достаточно хорошо согласуются с размерами кристаллитов борида, определенных рентгеновским методом по ширине характеристического пика $2\theta = 80,8$ град, $hkl = 201$ исследуемых образцов и эталона (промышленного порошка крупностью – 40 мкм), составляющих, нм: 40,4 (1), 68,3 (2), 68,4 (3). Шаровидная форма наночастиц позволяет предположить,

что процессы боридо- и карбидообразования протекают по механизму пар – расплав – кристалл и подобны при плазменной переработке различного хромсодержащего сырья.

Микрофотографии РЭМ образцов 1 нанопорошков борида и карбонитрида хрома приведены на рис. 6, откуда следует, что оба нанопорошка после рафинирования в состоянии поставки представлены агрегатами шарообразной или близкой к ней формы различных размеров – от 150 до 500 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты борирования или науглероживания микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов

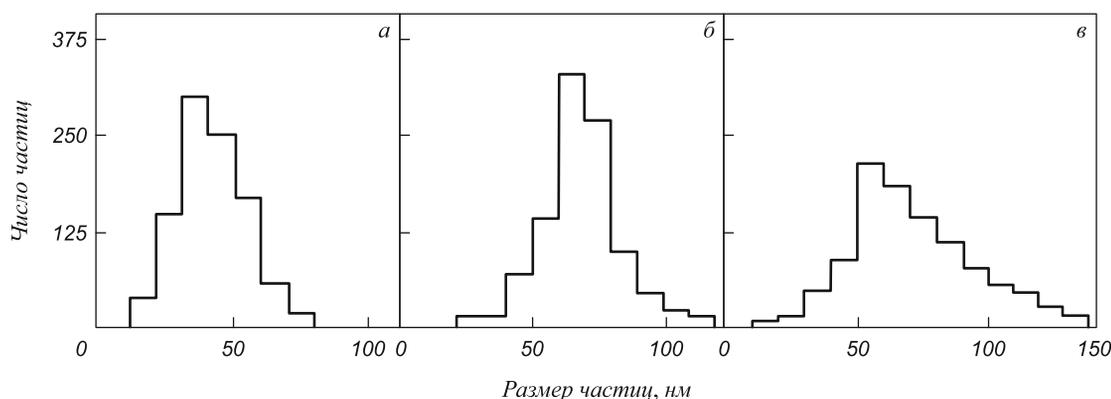


Рис. 5. Дисперсный состав нанопорошков борида хрома:
а – образец 1 (число частиц 738); б – образец 2 (число частиц 965); в – образец 3 (число частиц 1143)

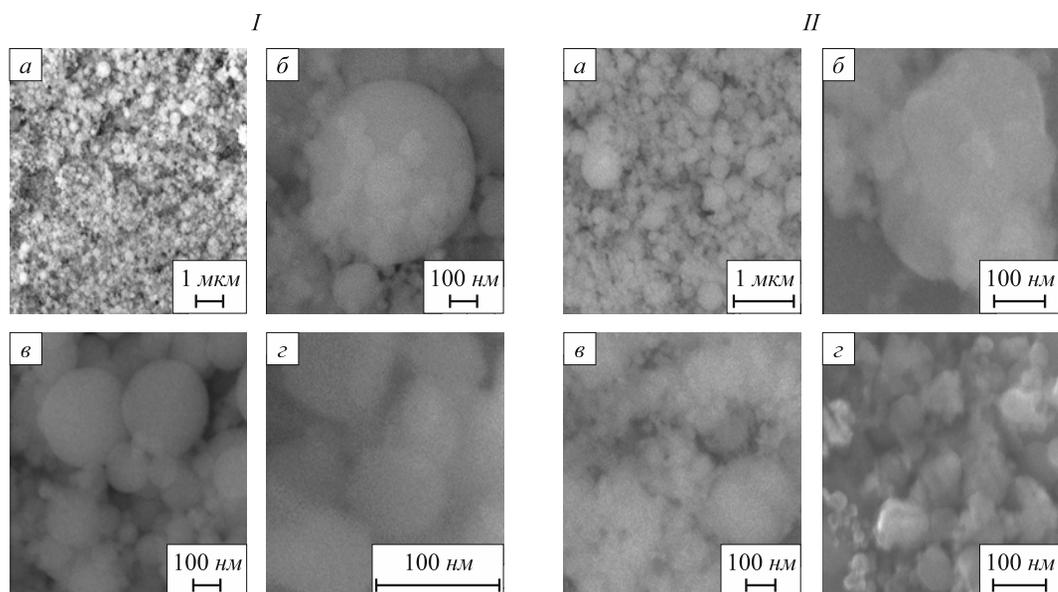


Рис. 6. Микрофотографии (РЭМ) нанопорошка (образца *I*) борида хрома (*I*) и карбонитрида хрома (*II*):
а – в состоянии поставки после рафинирования; *б* – морфологическая картина агрегата;
в – ансамбль частиц и агрегатов; *г* – отдельные частицы

различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции.

Учитывая, что бориду и карбонитриду хрома в процессе плазменного синтеза, как правило, сопутствуют пиролитические бор и углерод, образующиеся при разложении газообразных боро- и углеводородов, особый научный и прикладной интерес представляет их электронно-микроскопическое исследование. Ранее было установлено, что несвязанные в борид и карбонитрид бор и углерод характеризуются аморфным строением, развитой газонасыщенной поверхностью, составляющей 80 000 – 120 000 м²/кг, и формой частиц, близкой

к сферической. Из результатов исследования методом РЭМ (рис. 7) можно видеть, что отличительной особенностью нанопорошков пиролитических бора и углерода является их способность образовывать «микроагрегаты». Так, бор и углерод в наносостоянии образуют «микроагрегаты» размером 200 – 400 нм и 150 – 200 нм, состоящие из частиц крупностью от 10 до 40 нм.

Выводы. Проведено исследование порошкообразного сырья (хрома, его оксида и хлорида, бора), микро- и нанопорошков бора и карбонитрида хрома и сопутствующих им пиролитических бора и углерода с применением просвечивающей и растровой электронной микроскопии.

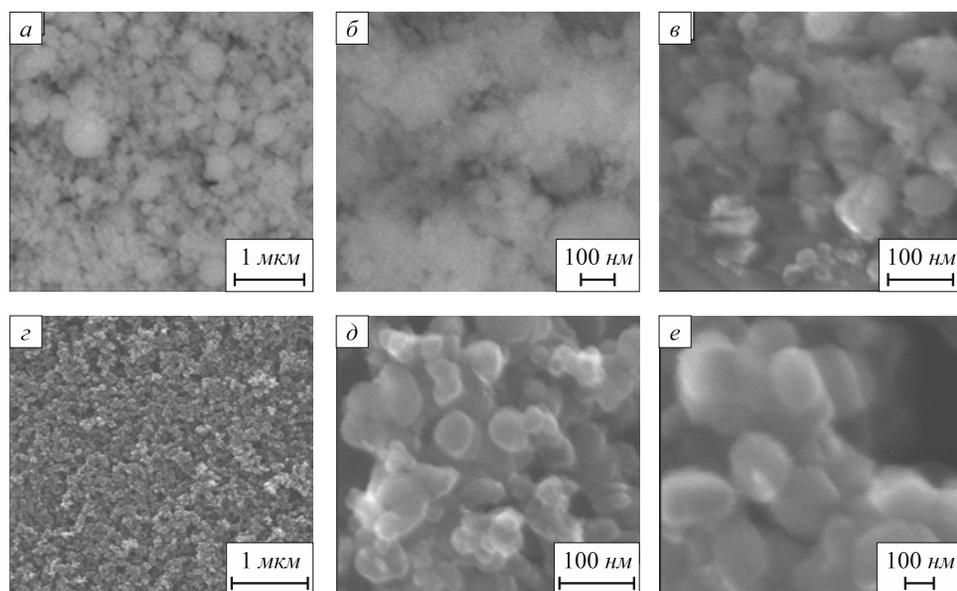


Рис. 7. Микрофотографии (РЭМ) нанопорошков пиролитических бора (*а*, *б*, *в*) и углерода (*г*, *д*, *е*):
а и *г* – «микроагрегаты»; *б* и *д* – ансамбль частиц и «микроагрегатов»; *в* и *е* – отдельные частицы

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыжонков Д.И., Левина В.В., Дзидзигури Э.Л. Ультрадисперсные системы: получение, свойства, применение. – М.: МИСиС, 2003. – 182 с.
2. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. – М.: Техносфера, 2006. – 384 с.
3. Кларк Э.Р., Эберхард К.Н. Микроскопические методы исследования материалов. – М.: Техносфера, 2007. – 376 с.
4. Штанский Д.В. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. Т. 70. № 10. С. 31.

© 2014 г. И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева,
В.В. Руднева, Г.В. Галевский
Поступила 15 января 2013 г.

THE APPLICATION OF ELECTRON MICROSCOPY FOR THE ASSESSMENT OF RAW MATERIALS AND PRODUCTS OF THE PLASMA SYNTHESIS OF BORON-CARBON-CHROMIUM COMPOUNDS

I.V. Nozdrin, Cand. Eng., Assist. Professor

L.S. Shiryayeva, Postgraduate

V.V. Rudneva, Dr. Eng., Professor

G.V. Galevsky, Dr. Eng., Professor

Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: kafcmet@sibsiu.ru

Abstract. The article is devoted to the study of powdered raw materials (chromium, its oxide and chloride, boron), micro- and nanopowder of boron and chromium carbonitride and accompanying it pyrolytic boron and carbon with the use of transmission and scanning electron microscopy. It was established that the TEM method in the analysis of powdered raw materials and industrial micron chromium carbide and boride provides complete information acquisition about the shape and size of the particles and their dispersion composition; and the analysis of nanopowders provides visualization of individual particles to determine their linear dimensions, confirming their form close to the spherical ones. The SEM method provides the opportunity to study the tendency of nanoparticles to aggregate, the study of ensemble and individual nanoparticles with the speci-

fication of the size range, allows ascertaining the geometrical shape of the particles, proposing and discussing a possible mechanism for the formation of nanoparticles. A distinctive feature of the nano pyrolytic boron and carbon is their ability to form microaggregates of 200 – 400 and 150 – 200 nm, consisting of particles of size from 10 to 40 nm.

Keywords: electron microscopy, micro- and nanopowder, nanoparticles, chromium, oxide and chloride of chromium, boron.

REFERENCES

1. Ryzhonkov D.I., Levina V.V., Dzidziguri Je.L. *Ul'tradispersnye sistemy: poluchenie, svojstva, primeneniye* (Ultrafine system: preparation, properties and application). Moscow: MISiS, 2003. 182 p.
2. Brandon D., Kaplan U. *Mikrostruktura materialov. Metody issledovaniya i kontrolja* (The microstructure of materials. Research methods and control). Moscow: Tehnosfera, 2006. 384 p.
3. Klark Ye.R., Jeberhard K.N. *Mikroskopicheskie metody issledovaniya materialov* (Microscopic methods of research materials). Moscow: Tehnosfera, 2007. 376 p.
4. Shtanskiy D.V. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*. 2004. Vol. 70. № 10. P. 31.

Received January 15, 2013

УДК 669.046

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ СИСТЕМЫ ОТЛИВКА – ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТАЯ ФОРМА

А.С. Савинов, к.т.н., доцент
С.М. Андреев, к.т.н., доцент
А.С. Тубольцева, ст. преподаватель
Е.В. Синецкий, к.т.н., доцент

Магнитогорский государственный технический университет (Магнитогорск, Россия)

Аннотация. Рассмотрен вопрос моделирования температурного поля системы отливка – песчано-глинистая форма. Полученное в настоящей работе решение позволяет моделировать тепловой процесс изготовления литой детали как из чистых металлов, так и из сплавов, затвердевающих в температурном интервале ликвидус – солидус, в сухих и сырых песчано-глинистых формах влажностью 2 – 14 %.

Ключевые слова: моделирование процесса, сырая песчано-глинистая форма, температурное поле формы, тепловой баланс, удельная теплоемкость, эквивалентная теплоемкость, проверка адекватности модели.

E-MAIL: savinov_nis@mail.ru

Прогнозирование возникновения критических напряжений, приводящих к браку в отливках, на основе математического анализа напряженно-деформированного состояния литой детали в процессе ее кристаллизации и охлаждения напрямую связано с тепловыми условиями ее формирования, а, следовательно, качественное моделирование теплового поля системы отливка – форма является актуальной задачей.

Рассмотрим последовательность расчета теплового поля системы отливка – сырая песчано-глинистая форма (ПГФ). Для отливки простой конфигурации (плоская стенка) описание теплообмена может быть представлено одномерным уравнением теплопроводности. Рассматриваемая задача осложнена необходимостью учета выделения скрытой теплоты кристаллизации металла и испарения влаги в форме под воздействием теплового потока отливки.

В качестве расчетной схемы теплового поля примем неявную разностную схему, аппроксимирующую решение линейной одномерной задачи теплопроводности, получение которой детально описано в работе [1]. В отличие от аналогичных явных разностных схем применение выбранной методики расчета характеризуется большей устойчивостью [2], что позволяет применять ее в широком диапазоне временных и пространственных интервалов расчетной модели.

Принимая объект отливка – форма как систему из двух сопряженных элементов толщиной δ_1 , δ_2 с различными теплофизическими характеристиками (рис. 1), разбив систему на ряд слоев толщиной h . Определив начальные условия (температуры заливки сплава, формы, окружающей среды) расчета в момент времени $n = 0$, рассчитаем температуру в i -м узле пространственной решетки в момент времени $n + 1$ следующим образом [1]:

$$T_i^{n+1} = \alpha_i T_{i+1}^{n+1} + \beta_i, \quad i = 1, \dots, N - 1, \quad (1)$$

где T_i^{n+1} – температура в i -м узле системы в $n + 1$ момент времени, К; α_i , β_i – прогоночные коэффициенты.

Коэффициенты α_i , β_i определим по формулам

$$\alpha_i = \frac{A_i}{B_i - C_i \alpha_{i-1}}; \quad (2)$$

$$\beta_i = \frac{C_i \beta_{i-1} - F_i}{B_i - C_i \alpha_{i-1}}. \quad (3)$$

В свою очередь, коэффициенты A_i , B_i , C_i и F_i определим из следующих уравнений [1]:

$$A_i = C_i = \frac{\lambda}{h^2}; \quad (4)$$

$$B_i = \frac{2\lambda}{h^2} + \frac{\rho c}{\tau}; \quad (5)$$

$$F_i = -\frac{\rho c}{\tau} T_i^n, \quad (6)$$

где λ – теплопроводность i -го слоя, Вт/(м·К); h – величина i -го слоя, м; ρ – плотность материала в i -м слое, кг/м³; c – теплоемкость i -го слоя, Дж/(кг·К); τ – временной интервал между n и $n + 1$ моментом времени, с; T_i^n – температура i -го слоя в момент времени n , К.

Для определения α_i и β_i по формулам (2), (3) необходимо знать α_1 и β_1 (граничные условия для центра стенки отливки), которые применительно к условиям решения рассматриваемой задачи определяются из условия симметрии [1]

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = 0. \quad (7)$$

Применив условие симметричности (7) к выражению (1), получим $\alpha_1 = 1, \beta_1 = 0$.

Учитывая, что сопряжение стенки отливки и формы происходит в узле i^* по координатам x^* (рис. 1), применим для него граничное условие IV рода. Это условие применимо после заливки формы и до начала усадочных процессов. Прогночные коэффициенты для этого узла определяются по формуле

$$\begin{cases} \alpha_{i^*} = \frac{\lambda_2}{\lambda_2 + \lambda_1(1 - \alpha_{i^*-1})}; \\ \beta_{i^*} = \frac{\lambda_1 \beta_{i^*-1}}{\lambda_2 + \lambda_1(1 - \alpha_{i^*-1})}. \end{cases} \quad (8)$$

Таким образом, при определении температурного поля в области $0 \leq x < x^*$ (рис. 1) используем прогнозные коэффициенты (2), (3), построенные на основе теплофизических характеристик среды 1. В области $x^* < x \leq M$ – среды 2. При $x = x^*$ используем систему уравнений (8).

Температуру поверхности формы в слое $i = N$ найдем по формуле [1]

$$T_N^{n+1} = \frac{\lambda_2 h^2 T_N^n + 2a_2 \tau (\lambda_2 \beta_{N-1} + h\gamma T_0)}{\lambda_2 h^2 + 2a_2 \tau (h\gamma + \lambda_2 (1 - \alpha_{N-1}))}, \quad (9)$$

где T_0 – температура окружающей среды, К; T_N^n – температура границы в точке M (рис. 1), К; $a_2 = \lambda_2 / (c_2 \rho_2)$ – температуропроводность среды 2, м²/с; γ – коэффициент теплоотдачи.

Коэффициент теплоотдачи γ , применяемый в уравнении (9), рассчитаем по формуле Стефана-Больцмана [3]:

$$\gamma = \frac{\varepsilon' \sigma_0 \left[\left(\frac{T_N^n}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_0}{100} \right)^4 \right]}{T_N^n - T_0} + \gamma_{\text{конв}}, \quad (10)$$

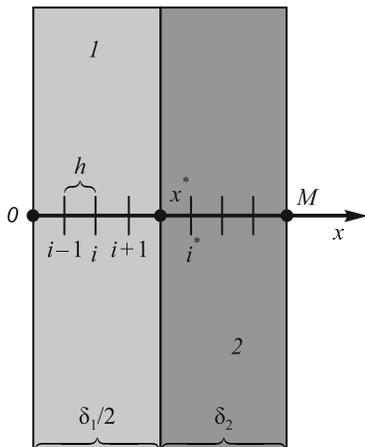


Рис. 1. Схема к расчету теплового поля:
1 – отливка; 2 – форма

где ε' – степень черноты; $\sigma_0 = 5,67$ – постоянная Стефана-Больцмана; $\gamma_{\text{конв}}$ – конвективная теплоотдача, Вт/(м²·К).

Точность любого теплотехнического расчета зависит, прежде всего, от качественного определения теплофизических коэффициентов среды, температурное поле которой находится. Рассмотрим вопрос о нахождении теплоемкости формовочной смеси сырой ПГФ.

Тепловой баланс i -го слоя формы запишется как

$$Q^i - (Q_{\text{см}}^i + Q_{\text{воды}}^i + Q_{\text{исп}}^i) = 0, \quad (11)$$

где $Q_{\text{см}}^i$ – тепло, затраченное на прогрев слоя смеси, Дж/кг смеси; $Q_{\text{воды}}^i$ – тепло, затраченное на нагрев воды, содержащейся в 1 кг смеси, Дж/кг смеси; $Q_{\text{исп}}^i$ – тепло, затраченное на парообразование влаги в 1 кг смеси, Дж/кг смеси.

Для расчета тепла, затраченного на нагрев формы, требуется найти значение удельной теплоемкости для каждого из слагаемых выражения (11).

Температурное изменение теплоемкости в процессе нагрева сухого слоя смеси в первом приближении можно выразить через удельную теплоемкость основного компонента ПГФ – оксида кремния SiO₂ по следующей формуле [4]:

$$C_{\text{SiO}_2} = 952,5 + 184,33T_i^n \cdot 10^{-3}, \quad (12)$$

где C_{SiO_2} – удельная теплоемкость оксида кремния, Дж/(кг·К).

Значение теплоемкости, рассчитанное по выражению (12), используется при расчете теплового поля сухих ПГФ.

Миграция влаги, происходящая при парообразовании в слое формовочной смеси под воздействием теплового потока от отливки, требует учета затрат тепла, которые зависят от начальной влажности формы [5].

При применении разностных схем расчета теплового поля системы учет рассматриваемого эффекта осуществим за счет изменения в сторону увеличения теплоемкости формы на температурном интервале $(T_{\text{исп}} - T_0)$ таким образом, чтобы выполнялось условие теплового баланса, отнесенное на 1 кг смеси:

$$\int_{T_0}^{T_{\text{исп}}} C_{\text{доб}2} dT = L \frac{U_0}{100}, \quad (13)$$

где $(T_{\text{исп}} - T_0)$ – температурный интервал полного испарения влаги в слое формы, К; $T_{\text{исп}} = 373$ К – температура полного испарения влаги в i -м слое смеси; $C_{\text{доб}2}$ – добавочное значение теплоемкости, компенсирующее теплопоглощение при парообразовании и нагреве начальной влажности смеси на температурном отрезке $(T_{\text{исп}} - T_0)$, Дж/(кг·К); U_0 – начальная влажность формы, %; $L = 2,26 \cdot 10^6$ Дж/кг – теплота парообразования воды.

Таким образом, эквивалентная объемная теплоемкость $C_{\text{экв}2}$ слоя формы с учетом затрат тепла на нагрев

и парообразование влаги в *i*-м слое смеси может быть отображена следующей зависимостью:

$$C_{\text{экв}2} = \rho_{\text{сух}} C_{\text{SiO}_2} + \rho_{\phi} C_{\text{доб}2}, \quad (14)$$

где $C_{\text{экв}2}$ – эквивалентная теплоемкость, Дж/(м³·К); ρ_{ϕ} и $\rho_{\text{сух}}$ – плотность формы и сухого слоя смеси формы при полном испарении влажности, кг/м³.

Ввиду того, что измельчение расчетных, временных и пространственных интервалов ведет к увеличению точности расчета, в большинстве случаев принимаемые пространственные интервалы при моделировании теплового поля формовочной смеси на порядок меньше толщины δ_2 всего слоя формы. Это дает основание предполагать, что в первом приближении вид функции распределения добавочной теплоемкости $C_{\text{доб}2}$ по толщине единичного пространственного интервала незначительно влияет на конечный результат расчета. Однако выбранная функция должна учитывать распределение добавочной теплоемкости так, чтобы ее значение в точке полного испарения влажности $T_{\text{исп}}$ было равно нулю. Исходя из этого условия в качестве функции распределения было выбрано следующее выражение для расчета добавочной теплоемкости $C_{\text{доп}}$ от температуры T материала [6]:

$$C_{\text{доп}} = 1 - th^a \left(\frac{T}{2} \right). \quad (15)$$

Уравнение (15) позволяет отобразить качественное распределение добавочной теплоемкости в исследуемом интервале температуры. Адаптируя эту функцию к требуемым условиям, было получено выражение добавочной теплоемкости $C_{\text{доб}2}$ [7, 8]:

$$C_{\text{доб}2} = K \left[1 - th^{U_0^{0,672} \exp(2,87 \cdot 10^{-3} U_0^2 + 29,428 \cdot 10^{-2} U_0 - 1,849)} \times \left(\frac{T_i^n - T_0}{19,306 - 0,046 U_0 \ln(U_0) - 2,5022 \ln(U_0)} \right) \right] \times \frac{61800}{9,653 - 0,023 U_0 \ln(U_0) - 1,2511 \ln(U_0)}; \quad 2 \leq U_0 \leq 14, \quad (16)$$

где $K = 0,98$ – поправочный коэффициент.

Изменение добавочной теплоемкости смеси на температурном интервале ($T_{\text{исп}} - T_0$) при различных значениях начальной влажности представлено на рис. 2.

Учитывая формулы (12), (16), выражение (14) эквивалентной теплоемкости преобразуется к следующему виду:

$$C_{\text{экв}2} = (952,5 + 184,33 T_i^n \cdot 10^{-3}) \rho_{\text{сух}} + K \left[1 - th^{U_0^{0,672} \exp(2,87 \cdot 10^{-3} U_0^2 + 29,428 \cdot 10^{-2} U_0 - 1,849)} \right] \times$$

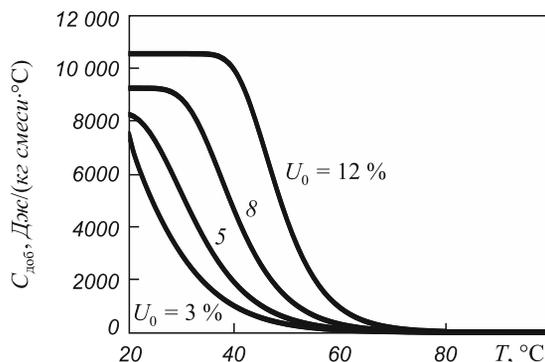


Рис. 2. Графики добавочной теплоемкости смеси при различных значениях начальной влажности формы

$$\times \left(\frac{T_i^n - T_0}{19,306 - 0,046 U_0 \ln(U_0) - 2,5022 \ln(U_0)} \right) \times \frac{61800 \rho_{\phi}}{9,653 - 0,023 U_0 \ln(U_0) - 1,2511 \ln(U_0)}; \quad 2 \leq U_0 \leq 14, \quad (17)$$

Таким образом, при расчете прогоночных коэффициентов среды 2 по уравнениям (5), (6) в качестве теплоемкости используется значение $C_{\text{экв}2}$, найденное по выражению (17). Эта формула учитывает температурное изменение теплоемкости песчано-глинистой смеси, а также тепло, затраченное на нагрев и парообразование влаги в сырой литейной ПГФ с начальной влажностью 2 – 14 %.

Аналогично для учета теплоты кристаллизации, выделяющейся в стенке отливки, при прогнозировании температурного поля среды 1, в интервале $T_{\text{ликв}} - T_{\text{сол}}$ (температур начала – конца кристаллизации) увеличим теплоемкость охлаждаемого материала таким образом, чтобы добавочная теплоемкость $C_{\text{доб}1}$ компенсировала выделение скрытой теплоты кристаллизации.

Эквивалентная теплоемкость стенки отливки определяем по следующему уравнению:

$$C_{\text{экв}1} = C_{\text{Me}} + C_{\text{доб}1}, \quad (18)$$

где $C_{\text{экв}1}$ – эквивалентная удельная теплоемкость отливки, Дж/(кг·К); C_{Me} – удельная теплоемкость металла, Дж/(кг·К).

В работе [9] предложено использование аналогичного выражения, в котором добавочная теплоемкость имела постоянную величину в диапазоне температур кристаллизации. Для сталей и сплавов определение точной зависимости выделения теплоты кристаллизации представляет определенные трудности. В первом приближении можно предположить, что зависимость имеет вид, описываемый функцией [6]

$$y = e^{-\frac{x^2}{a}}. \quad (19)$$

Действительно, на начальном этапе охлаждения стенки при достижении сплавом температуры ликвидус происходит плавное нарастание тепловыделения в металле, которое заканчивается в районе температуры солидус в связи с уменьшением жидкой фазы металла.

Адаптируя функцию (19) к требуемым условиям, было получено выражение добавочной теплоемкости $C_{доб1}$ [10], величина и положение экстремума которой зависят от теплоты кристаллизации металла и значений температур солидус $T_{сол}$ и ликвидус $T_{ликв}$, определяемых по диаграммам состояния сплавов:

$$C_{доб1} = \left(\omega \exp \left[- \left(T_i^n \frac{T_{ликв} - T_{сол}}{2} \right)^2 \right] \times \right. \\ \times \left[(T_{ликв} - T_{сол})^{2,0055} \exp(-3,342 - 3 \cdot 10^{-5} \times \right. \\ \left. \left. \times (T_{ликв} - T_{сол})) \right]^{-1} \right) / (0,337(T_{ликв} - T_{сол})), \\ 2,5 \leq (T_{ликв} - T_{сол}) \leq 333, \quad (20)$$

где ω – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг.

Проверку работы модели при прогнозировании полей сырой песчано-глинистой формы осуществляли на основе экспериментальных данных работы [11].

Расчет теплового поля формы велся при следующих условиях: температура заливки алюминиевой плиты $T_{зал} = 980$ К; $T_{ликв} = 947$ К; $T_{сол} = 942$ К; $T_0 = 273$ К; теплоемкость алюминия $C_{Me} = 880$ Дж/(кг·К); толщина стенки отливки $\delta_1 = 0,015$ м, формы $\delta_2 = 0,20$ м; $\lambda_1 = 250$ Вт/(м·К); $\lambda_2 = 0,9$ Вт/(м·К); $\rho_1 = 2700$ кг/м³; $\rho_{\phi} = 1600$ кг/м³; $U_0 = 4,7$ %; $\omega = 2,7 \cdot 10^5$ Дж/кг (рис. 3).

Некоторое отклонение экспериментальных и расчетных данных в начальный момент времени проис-

ходит ввиду того, что при расчете не учитывали нагрев смеси от тепла, выделившегося при конденсации водяного пара из сухого слоя формы. Это допущение принято вследствие того, что исходя из теплового баланса, теплота, отданная конденсированной влагой на нагрев формы, будет возвращена за счет теплового потока отливки при повторном нагреве и испарении конденсата, а следовательно, эту теплоту в расчете не учитывали. Сравнение расчетных и экспериментальных данных (рис. 3) показало удовлетворительную сходимость.

Выводы. Анализ теплового состояния системы отливка – форма может быть направлен на прогнозирование в динамике ее прочностных свойств с учетом миграции влаги при различных значениях начальной влажности формы. Представленный расчет является составной частью задачи напряженно-деформированного состояния системы. Предложенная в настоящей работе методика расчета параметров эквивалентной теплоемкости для отливки и формы может быть использована в тепловых моделях расчета отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Г.В., Шеремет М.А. Разностные методы решения задач теплопроводности. – Томск: Изд-во ТПУ, 2007. – 172 с.
2. Вержбицкий В.М. Основы численных методов. – М.: Высшая школа, 2002. – 840 с.
3. Савельев И.В. Курс общей физики. – М.: Астрель, 2001. – 208 с.
4. Физико-химические свойства окислов: справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
5. Савинов А.С., Тубольцева А.С. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2010. № 2. С. 30 – 33.
6. Рыбасенко В.Д., Рыбасенко И.Д. Элементарные функции: формулы, таблицы, графики. – М.: Наука, 1987. – 416 с.

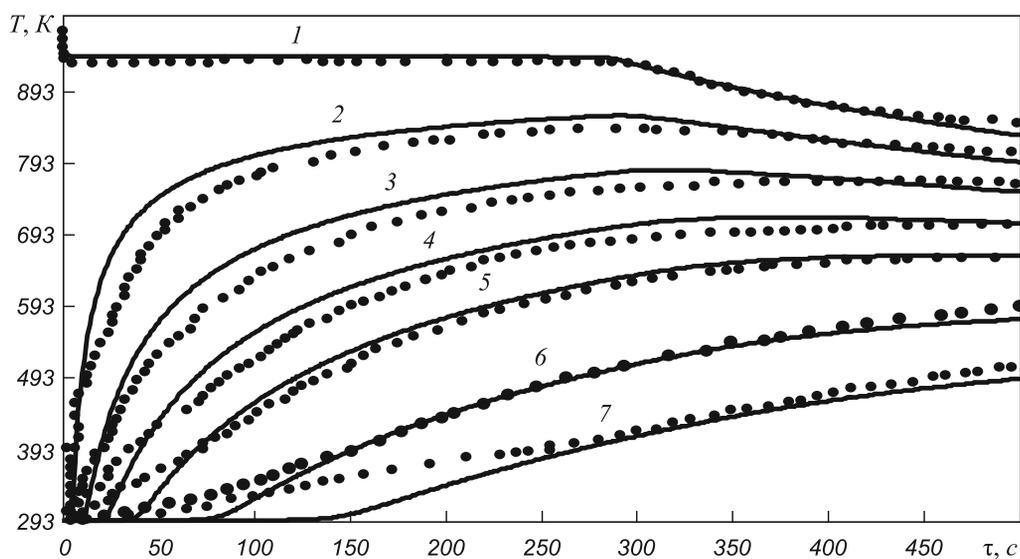


Рис. 3. Температурные кривые системы отливка – сырая ПГФ:

— расчет; ● – эксперимент; 1 – температура отливки; 2 – 7 – температура формы на расстоянии 2,5; 5,0; 7,5; 10,0; 15,0; 20,0 мм от границы с металлом

7. Савинов А.С., Тубольцева А.С., Варламова Д.В. // Черные металлы. 2011. Спец. выпуск. С. 36 – 38.
8. Савинов А.С., Тубольцева А.С., Радомская В.В. и др. – В кн.: Современная металлургия начала нового тысячелетия: Сб. науч. тр. Ч. I. – Липецк: изд. ЛГТУ, 2010. С. 32 – 36.
9. Лисин В.С., Селянинов А.А. Модели и алгоритмы расчета термомеханических характеристик совмещенных литейно-прокатных процессов. – М.: Высшая школа, 1995. – 144 с.
10. Савинов А.С. // Альманах современной науки и образования. 2011. № 6. С. 81 – 84.
11. Вейник А.И. Термодинамика литейной формы. – М: Машиностроение, 1968. – 335 с.

© 2014 г. А.С. Савинов, С.М. Андреев,
А.С. Тубольцева, Е.В. Синицкий
Поступила 11 апреля 2013 г.

THE CALCULATION OF THE TEMPERATURE FIELD OF «SAND AND CLAY FORM – CAST» SYSTEM

A.S. Savinov, Cand. Eng., Assist. Professor
S.M. Andreev, Cand. Eng., Assist. Professor
A.S. Tuboltseva, senior Lecturer
E.V. Sinitskii, Cand. Eng., Assist. Professor

Magnitogorsk State Technical University (Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia)

E-MAIL: savinov_nis@mail.ru

Abstract. The article considers the temperature field modeling issue in «sand and clay form – cast» system. The results obtained during the research allow modeling a thermal process of moulded piece production made both with pure metals and alloys, which solidify in a liquidus – solidus temperature range in dry and wet sand and clay forms with 2 – 14 % moisture.

Keywords: process modeling; wet sand and clay form; temperature field of the form, heat balance; specific heat, equivalent heat capacity, model validation.

REFERENCES

1. Kuznetsov G.V., Sheremet M.A. *Raznostnye metody resheniya zadach teploprovodnosti* (Difference methods for solving heat conduction). Tomsk: Izd-vo TPU, 2007. 172 p.
2. Verzhbitskiy V.M. *Osnovy chislennih metodov* (Fundamentals of numerical methods). Moscow: Vysshaya shkola, 2002. 840 p.
3. Savel'ev I.V. *Kurs obshchey fiziki* (General physics course). Moscow: Astrel', 2001. 208 p.
4. *Fiziko-himicheskie svoystva oksidov: spravochnik* (Physico-chemical properties of oxides: a guide). Pod red. G.V. Samsonova. Moscow: Metallurgiya, 1978. 320 p.
5. Savinov A.S., Tubol'tseva A.S. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova*. 2010. № 2. Pp. 30 – 33.
6. Rybasenko V.D., Rybasenko I.D. *Jelementarnye funkicii: formuly, tablitsi, grafiki* (Elementary functions: formulas, tables, graphs). Moscow: Nauka, 1987. 416 p.
7. Savinov A.S., Tubol'tseva A.S., Varlamova D.V. *Chernye metally*. 2011. Spets. vypusk. Pp. 36 – 38.
8. Savinov A.S., Tubol'tseva A.S., Radomskaya V.V. etc. *V kn.: Sovremennaya metallurgiya nachala novogo tysyachetletiya: Sb. nauch. tr. Ch. I.* (In the book.: Contemporary Metallurgy beginning of the new millennium: Sat scientific. tr. Part I.). Lipetsk: izd. LGTU, 2010. Pp. 32 – 36.
9. Lisin V.S., Selyaninov A.A. *Modeli i algoritmy rascheta termomehanicheskikh harakteristik sovmeshennyh litejno-prokatnyh protsessov* (Models and algorithms for calculating the thermomechanical characteristics combined casting-rolling process). Moscow: Vysshaya shkola, 1995. 144 p.
10. Savinov A.S. *Al'manakh sovremennoy nauki i obrazovaniya*. 2011. № 6. Pp. 81 – 84.
11. Veynik A.I. *Termodinamika liteynoy formi* (Thermodynamics mold). Moscow: Mashinostroenie, 1968. 335 p.

Received April 11, 2013

УДК 621.771.38

ОПТИМИЗАЦИЯ ДИНАМИКИ ПРОЦЕССА ПРЕСС-ВАЛКОВОЙ ПРОШИВКИ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ

С.Р. Рахманов, к.т.н., доцент

Национальная металлургическая академия Украины (Днепропетровск, Украина)

Аннотация. Получены уточненные представления о напряженном состоянии металла (рабочей среды) в очаге деформации при реализации технологических процессов пресс-валковой прошивки трубной заготовки. Математическим моделированием установлено влияние формы образующей оправки и рабочих валков на характер формирования энергосиловых параметров очага деформации. Сформирован функционал и приведено решение оптимизационной задачи по определению рационального профиля образующей (калибровки) оправки.

Ключевые слова: пресс, валок, оправка, математическая модель, динамика, заготовка, очаг деформации, труба, функционал, оптимизация, профиль, калибровка.

E-MAIL: npfvostok@mail.ru

Анализ многочисленных литературных источников позволяет констатировать, что к настоящему времени фундаментальной теорией обработки металлов давлением, в частности теорией производства труб, накоплен значительный научный потенциал. Теория производства труб располагает математическими методами для повышения эффективности исследования процессов пластического формоизменения исходной трубной заготовки на соответствующих этапах проектирования и реализации технологических процессов. Проведенные многочисленные теоретические и экспериментальные исследования процессов производства бесшовных труб позволили установить определенное влияние основных параметров формоизменения (температуры металла, скорости, степени деформации и т.д.) на распределение контактных напряжений и параметров исходной трубной заготовки [1, 2].

В связи с этим актуальным является разработка новых и развитие существующих теоретических основ исследования, прогнозирования и оптимизации технологических процессов производства бесшовных труб.

Пути реализации аналогичных задач преимущественно базируются на методах теории оптимального управления многофакторными континуальными системами или системами с распределенными параметрами (динамического программирования, случайного поиска, поэтапной оптимизации и др.) [3].

Значительный интерес представляют попытки оптимизации технологических процессов производства горячекатаных труб по определяющим силовым параметрам на основе их комплексного аналитического или эмпирического исследования.

Более подробно остановимся на вопросе исследования динамики технологического процесса стана пресс-валковой прошивки трубопрокатной установки.

Необходимость анализа динамики процесса течения и всестороннего изучения особенности поведения

металла в очаге деформации стана пресс-валковой прошивки предопределило и поставило общеизвестные методы обработки металлов давлением перед неизбежностью использования достаточно разработанного математического аппарата базовой теории вязких сред (гидродинамическая аналогия). Учитывая, что температура металла в ходе реализации технологического процесса достаточно большая, то такой подход к данному процессу вполне оправдан. При этом рассматриваемый динамический процесс производства труб на стане пресс-валковой прошивки удобно моделировать на базе реологии вязкой несжимаемой среды с характерной гидродинамической моделью [4, 5, 8].

Предложение о применении аналогичной математической модели для исследования динамики технологического процесса прошивки трубной заготовки на прошивном стане трубопрокатной установки частично реализовано в работе [8].

Выбранная расчетная схема процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки представлена на рис. 1.

Реализация исходного технологического процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки осуществляется ее принудительной подачей в очаг деформации за счет взаимосвязанного одновременного поступательного движения пресс-штемпера и рабочих валков стана, которые вращаются с постоянной угловой скоростью ω (рис. 2).

При решении поставленной задачи следует предполагать, что течение металла в замкнутом пространстве очага деформации является условно стационарным и осесимметричным. Отметим, что при реализации процесса прошивки на калиброванных рабочих валках это условие, строго говоря, выполняется с некоторыми оговорками.

Далее исследования динамики процесса пресс-валковой прошивки заготовки проведем на основе одной из приближенной математической модели. Анализ

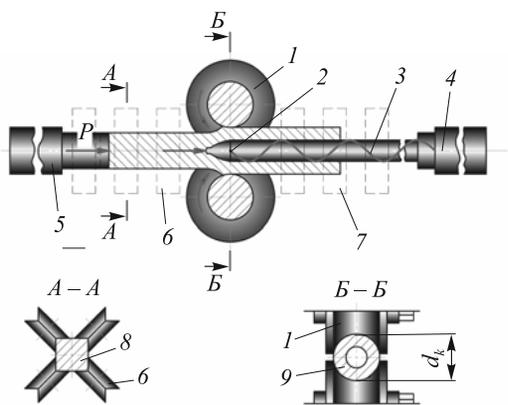


Рис. 1. Схема процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки:

1 – валковая клеть; 2 – оправка; 3 – стержень; 4 – упорно-регулирующий механизм; 5 – вталкиватель заготовки; 6 – роликовые проводки; 7 – центроваль стержня оправки и гильзы; 8 – заготовка; 9 – гильза (труба)

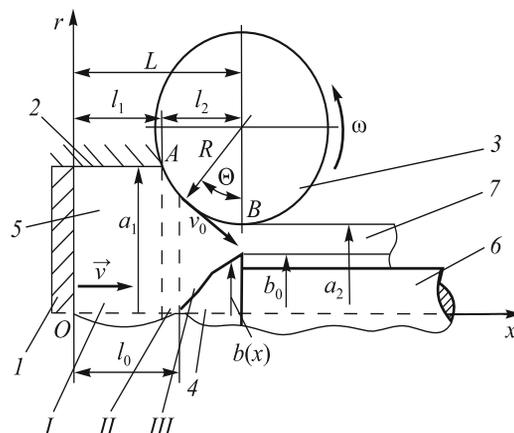


Рис. 2. Расчетная схема процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки:

1 – пресс-штемпель; 2 – направляющая проводка; 3 – валок; 4 – оправка; 5 – трубная заготовка; 6 – стержень оправки; 7 – гильза (труба)

рассматриваемого процесса осуществляется на основе математической модели вязкой несжимаемой среды с известным коэффициентом «вязкости» μ , зависящим от температуры, механических свойств прошиваемого металла и т.д.

Выполним ряд упрощающих предположений. Будем считать, что площадь поперечного сечения очага деформации, в котором происходит одноосное течение металла, изменяется плавно. Следовательно, радиальными и окружными компонентами скорости по сравнению с осевой компонентой скорости v_x можно пренебречь.

Поскольку течение рабочей среды, моделирующей течение металла в очаге деформации, является условно осесимметричным, то для решения задачи воспользуемся уравнением Навье–Стокса в цилиндрической системе координат [6, 7]. В дальнейшем будем считать, что процесс пресс-валковой прошивки трубной заготовки происходит достаточно медленно, тогда инерционными составляющими (производной $\partial v_x / \partial t$) пренебрегаем. С учетом принятых допущений уравнения Навье–Стокса значительно упрощаются и принимают следующий вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial p}{\partial r} = 0; & \frac{\partial p}{\partial \theta} = 0; \\ \frac{\partial p}{\partial x} = \mu \left[\frac{\partial^2 v_x}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial v_x}{\partial r} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} \right]; \end{cases} \quad (1)$$

здесь p – давление в очаге деформации; μ – вязкость рабочей среды (прошиваемого металла); v_x – соответствующая осевая компонента скорости в выбранной цилиндрической системе координат.

Откуда следует, что давление в очаге деформации является функцией только одной переменной x . Тогда в дальнейшем для исследования особенностей динамики процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки

будем использовать метод местных течений [5]. Характерно, что данный случай отличается от ранее рассмотренных аналогичных случаев наличием подвижного участка на рабочей поверхности инструмента AB , соответствующего зоне контакта металла с вращающимися рабочими валками.

Выдвигая допущение о медленном изменении площади поперечного сечения кольцевого канала очага деформации, занятого потоком прошиваемого металла, будем пренебрегать производной $\partial^2 v_x / \partial x^2$ по сравнению с другими слагаемыми в правой части уравнения (1). В результате принятых допущений и условий уравнение Навье–Стокса окончательно представим в виде

$$\frac{dp}{dx} = \mu \left[\frac{\partial^2 v_x(x, r)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial v_x(x, r)}{\partial r} \right]. \quad (2)$$

Из последнего следует, что осевая компонента скорости $v_x(x, r)$ зависит только от координат x и r . Полученное выражение фактически является преобразованным уравнением Пуазейля. Таким образом, рассматриваемая математическая модель динамики технологического процесса достаточно полно характеризует особенности течения металла в замкнутом калибре очага деформации.

Согласно данным работы [6], решение уравнения (2) по распределению скоростей течения металла в очаге деформации можно представить в общем виде:

$$v_x(x, r) = \frac{1}{4\mu} \frac{dp}{dx} r^2 + A(x) \ln r + B(x). \quad (3)$$

Очевидно, что параметры интегрирования $A(x)$ и $B(x)$ не являются постоянными интегрирования. Они должны быть определены из условия взаимодействия потока металла с технологическими инструментами на внутренней и внешней границах очага деформации

(в том числе и на подвижном участке границы рабочих валков AB). Для этого область течения потока металла в очаге деформации разобьем на три участка I, II, III (рис. 2). На участке I (зона прессования) очага деформации имеем

$$v_x^I(x, r) = \frac{1}{4\mu} \frac{dp}{dx} (r^2 - a_1^2); \quad (0 < x < l_1). \quad (4)$$

На участке II (зона редуцирования) очага деформации с учетом вращения рабочих валков находим

$$v_x^{II}(x, r) = \frac{1}{4\mu} \frac{dp}{dx} (r^2 - a^2(x)) + v_{0x}; \quad (l_1 < x < l_0). \quad (5)$$

Для участка III (зона прошивки) очага деформации с учетом формы образующей рабочей поверхности оправки запишем

$$v_x^{III} = \frac{1}{4\mu} \frac{\partial p}{\partial x} \left[r^2 - \frac{a^2(x) - b^2(x)}{\ln \frac{a(x)}{b(x)}} \ln \frac{r}{b(x)} - b^2(x) \right] + \omega_{0x} \frac{\ln \frac{r}{b(x)}}{\ln \frac{a(x)}{b(x)}}; \quad (l_0 < x < L). \quad (6)$$

Причем на участках II и III , в выбранной системе отсчета для рабочей поверхности валка (участок AB)

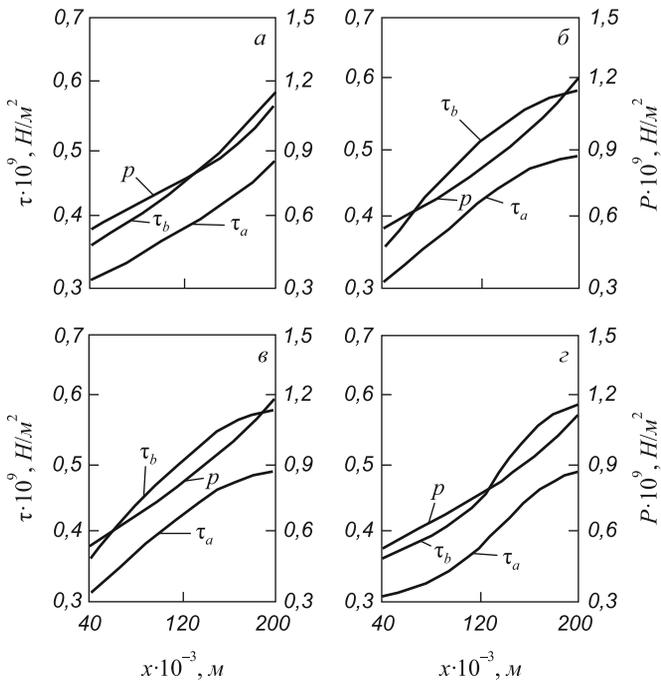


Рис. 3. Распределение давления p , касательных напряжений на валке τ_a и на оправке τ_b в очаге деформации в процессе пресс-валковой прошивки трубной заготовки с учетом калибровки оправки при $v_0 = 0,3$ м/с

радиус валка в меридиональном сечении калибра определяется в виде

$$a(x) = a_2 + R - \sqrt{R^2 - (x - L)^2}, \quad R = \frac{l_2^2 + (a_1 - a_2)^2}{2(a_1 - a_2)}. \quad (7)$$

Уравнение неразрывности потока рабочей среды в дальнейшем представим в виде интегрального закона сохранения расхода рабочей среды (металла) через замкнутый очаг деформации, ограниченный заданными границами недеформируемых технологических инструментов. Как правило, градиент давления dp/dx выражается через расход Q потока металла в очаге деформации, который, с одной стороны, равен

$$Q = \pi a_1^2 v, \quad (8)$$

а с другой, в общем случае определяется интегрально границами рассматриваемой области калибра:

$$2\pi \int_0^{a(x)} v_x(x, r) r dr = Q. \quad (9)$$

Подставим в последнее выражение формулы (4) – (6) для скорости течения потока рабочей среды и соответственно получим градиент давления dp/dx на выбранных участках очага деформации в виде

$$\frac{dp^I}{dx} = -\frac{8\mu}{\pi a_1^4}; \quad (10)$$

$$\frac{dp^{II}}{dx} = -\frac{8\mu}{\pi} \frac{Q - \pi a^2(x) v_{0x}}{a^4(x)}; \quad (11)$$

$$\frac{dp^{III}}{dx} = -\frac{8\mu}{\pi} \frac{Q - \pi a^2(x) v_{0x} \left[\frac{a(x) - \frac{a^2(x) - b^2(x)}{2a(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}} \right]}{a^4(x) - b^4(x) - \frac{[a^2(x) - b^2(x)]^2}{\ln \frac{a(x)}{b(x)}}}. \quad (12)$$

Из рис. 2 видно, что проекция вектора скорости \vec{v}_0 точки валка на ось x равна

$$v_{0x} = v_0 \cos \theta = \omega R \sqrt{1 - \left(\frac{L - x}{R} \right)^2}. \quad (13)$$

Выражения (10) – (12) позволяют определить давление на всех участках очага деформации с учетом ее геометрии (формы калибра). Если принять, что в самом узком месте калибра (при выходе гильзы из рабочих валков) давление равно атмосферному, то

для давления металла под вталкивателем заготовки запишем

$$p_0 = \frac{8\mu}{\pi} \frac{Q}{a_1^4} l_1 + \frac{8\mu}{\pi} \int_{l_1}^{l_0} \left[\frac{Q - \pi a^2(x) v_{0x}}{a^4(x)} dx \right] + \frac{8\mu}{\pi} \int_{l_0}^L \left[\frac{Q - \pi a^2(x) v_{0x} \left[a(x) - \frac{a^2(x) - b^2(x)}{2a(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}} \right]}{a^4(x) - b^4(x) - \frac{[a^2(x) - b^2(x)]^2}{\ln \frac{a(x)}{b(x)}}} dx \right]. \quad (14)$$

Усилие прессования трубной заготовки с учетом выражения (14) определяется в виде

$$P = \pi a_1^2 p_0. \quad (15)$$

Теперь перейдем к определению напряжений трения на соответствующих поверхностях вращающихся рабочих валков и оправки. Согласно закону вязких трений Ньютона [6, 7], на рабочей поверхности оправки (участок III) имеем

$$\tau^{III}(r=b) = \mu \frac{\partial v(x,r)}{\partial r} = \frac{1}{4b(x)} \frac{\partial p}{\partial x} \left[2b(x) - \frac{a^2(x) - b^2(x)}{b(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}} \right] + \frac{\mu \omega_{0x}}{b(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}}. \quad (16)$$

Для рабочих поверхностей передней направляющей проводки стана и рабочего валка на данном участке соответственно запишем:

$$\tau^I[a(x)] = -\mu \frac{\partial v_x(x,r)}{\partial r} = -\frac{1}{2} \frac{dp}{dx} a(x); \quad (17)$$

на участке II

$$\tau^{II}[a(x)] = -\frac{1}{2} \frac{dp}{dx} a(x) = -\frac{4\mu}{\pi a^3(x)} [Q - \pi a^2(x) v_{0x}]; \quad (18)$$

на участке III

$$\tau^{III}[a(x)] = -\frac{1}{4a(x)} \frac{\partial p^{III}}{\partial x} \times \left[2a(x) - \frac{a^2(x) - b^2(x)}{a(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}} \right] + \frac{\mu \omega_{0x}}{a(x) \ln \frac{a(x)}{b(x)}}. \quad (19)$$

По напряжениям трения вычисляем суммарные силы трения, действующие на соответствующие участки рабочих валков и оправки. Так, для силы трения на поверхности оправки имеем

$$X_{t,b} = 2\pi \int_{l_0}^L \tau^{III} [b'(x)] b(x) dx. \quad (20)$$

Силы трения, действующие на направляющую проводку стана и участки рабочих валков, соответственно определяем в виде

$$X_{t,b}^I = 2\pi \int_{l_0}^{l_1} \tau^I [a'(x)] a(x) dx; \quad (21)$$

$$X_{t,b}^{II} = 2\pi \int_{l_1}^{l_0} \tau^{II} [a'(x)] a(x) dx. \quad (22)$$

Тогда суммарное осевое сопротивление оправки потоку прошиваемого металла в очаге деформации с учетом выражений (14), (19) и (20) окончательно представим в виде

$$X = \int_{l_1}^L 2\pi b(x) b'(x) p dx + \int_{l_1}^L 2\pi b(x) b'(x) \tau^{III} dx. \quad (23)$$

Приведем некоторые результаты математического эксперимента по расчету давления в очаге деформации и распределения сил трения по рабочей поверхности валков и оправки. Характер распределения сил трения по рабочей поверхности валков и оправки представлен на рис. 3 и 4. Расчеты выполнены с учетом наиболее распространенных форм калибровки оправки и условий производства труб на стане пресс-валковой прошивки (материал – сталь 20, диаметр трубы 114×12, скорость прошивки $v_0 = 0,2 - 0,4$ м/с).

Математическое моделирование процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки, как видно из рис. 3, указывает на ярко выраженную динамику нормальных и касательных напряжений. По всей длине очага деформации с увеличением скорости течения металла на образующей оправки, выполненной в виде конуса (рис. 3, а), тора (рис. 3, б), параболы (рис. 3, в), кубической параболы (рис. 3, г), наблюдается восходящая динамика энергосиловых параметров процесса. Расчеты показывают, что для образующей оправки, выполненной в виде кубической параболы, распределение энергосиловых параметров процесса носит рациональный характер. Анализ полученных результатов указывает на необходимость постановки и решения оптимизационной задачи.

Отметим, что усилие прошивки (осевая составляющая давления металла в очаге деформации) трубной заготовки, как видно из выражения (21), является базовым функционалом, преимущественно зависит от формы образующей рабочей поверхности оправки (уравне-

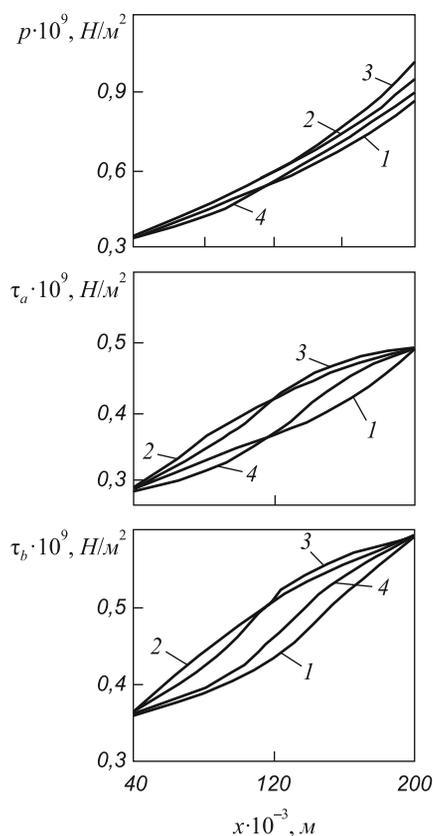


Рис. 4. Распределение давления p , касательных напряжений на валке τ_a и на оправке τ_b , в очаге деформации стана пресс-валковой прошивки трубной заготовки с учетом калибровки оправки: 1 – оправка рациональной калибровки; 2 – конус; 3 – парабола; 4 – кубическая парабола

ние $r = b(x)$). Это позволяет соответствующим образом построить и решить следующую вариационную задачу Эйлера: найти такую форму образующей рабочей поверхности оправки $r = b(x)$, при которой суммарное сопротивление оправки было бы минимальным, при условии, что заданы соответственно длина зоны деформации, минимальный и максимальный радиусы оправки на выходе трубы из очага деформации.

Исходя из выражения (23) функционалом осевого сопротивления оправки, зависящим от уравнения образующей $r = b(x)$, является интеграл, который после небольших преобразований можно представить в виде

$$J = \int_{l_1}^L \Phi(b(x), b'(x)) dx, \quad (24)$$

где $\Phi(b(x), b'(x))$ – подынтегральная функция, которая в дальнейшем подлежит минимизации на множестве нормированного пространства очага деформации.

Поскольку подынтегральная функция осевого сопротивления оправки в выражении (24) не зависит явно от координаты x , то первым интегралом уравнения Эйлера [7] для данного вида функционала будет

$$\Phi(b(x), b'(x)) - b'(x)\Phi_{b'(x)} = C, \quad (25)$$

где C – произвольная постоянная.

Исходя из того, что происходит плавное изменение поперечного сечения очага деформации $a'(x) < 0, b'(x) > 0$, решение полученного дифференциального уравнения (25) следует реализовать численно при граничных условиях $b(l_1) = 0$ и $b(L) = b_0$, где b_0 – радиус оправки.

Для определения уравнения оптимального профиля рабочего участка оправки (калибровка) нужно так подобрать постоянную C , чтобы образующая калибра всегда проходила через заранее известные две точки, определяющие форму (калибровку) ее рабочей поверхности.

Результаты решения дифференциального уравнения (25) по определению оптимального профиля образующей оправки приведены для условий производства труб на стане пресс-валковой прошивки трубопрокатной установки (материал – сталь 20; диаметр готовой трубы 114×12; скорость прошивки 0,2 м/с) и представлены на рис. 4.

Выводы. Проведено математическое моделирование динамики процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки и уточнены представления о напряженном состоянии металла (рабочей среды) в очаге деформации. Созданы необходимые предпосылки для моделирования и проектирования технологического процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки. Построены кривые, характеризующие зависимость распределения энергосиловых параметров в очаге деформации от формы образующей оправки. Видно, что по всей длине очага деформации с увеличением скорости течения металла на образующей оправки, выполненной в виде конуса, тора, параболы и кубической параболы, наблюдается увеличение как касательных, так и нормальных напряжений. Выявлено, что с увеличением скорости прошивки энергосиловые параметры очага деформации в целом приобретают ярко выраженный динамический характер. Для образующей оправки, выполненной в виде кубической параболы, эти величины ниже, чем для других. На базе принятой гидродинамической осесимметричной модели процесса прошивки сформирован функционал осевого сопротивления оправки потоку прошиваемого металла. Решением базовой вариационной задачи Эйлера путем минимизации функционала осевого сопротивления на множестве нормированного пространства очага процесса прошивки определена рациональная калибровка оправки. Выбором оптимальной калибровки оправки достигнуто рациональное распределение энергосиловых параметров в очаге деформации. На этапе проектирования технологических процессов намечены пути оптимизации процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология трубного производства. Учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев, С.В. Самусев. – М.: Интермет-Инжиниринг, 2002. – 640 с.

2. Машины и агрегаты трубного производства: Учебное пособие для вузов / А.П. Коликов, В.П. Романенко, С.В. Самусев и др. – М.: МИСИС, 1998. – 536 с.
3. Колмогоров В.Л. Механика обработки давлением: Учебник для вузов. – М.: Metallurgiya, 1986. – 688 с.
4. Гун Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением. – М.: Metallurgiya, 1980. – 456 с.
5. Илюкович Б.М., Измайлова М.К., Нехаев Н.Е. Теоретические основы механики деформируемой среды. Т. 2. – Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2007. – 306 с.
6. Кочин Н.Е., Кибель И.А., Розе Н.В. Теоретическая гидромеханика. Ч. II. – М.: ШФМЛ, 1963. – 728 с.
7. Гуляев Ю.Г., Чукмасов С.А., Губинский А.В. Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением. – Киев: Наукова думка, 1986. – 240 с.
8. Рахманов С.Р. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 52–56.

© 2014 г. С.Р. Рахманов
Поступила 26 декабря 2012 г.

OPTIMIZATION OF PROCESS DYNAMICS PRESS ROLL BILLETS FIRMWARE

S.R. Rakhmanov, Cand. Eng., Assist. Professor

Ukrainian National Metallurgical Academy (Dnepropetrovsk, Dnepropetrovsk region, Ukraine)

E-MAIL: npfvostok@mail.ru

Abstract. The article deals with the obtained qualified view of a strained metal state (working environment) in the hearth of deformation zone of a press roller firmware billets for tubes. Using the mathematical modeling it has been established the effect of form forming mandrels and operating rolls on the formation of energy-power parameters of deformation. The features have been formed and a solution to an optimization problem by definition rational profile forming (calibration) of the mandrel has been provided.

Keywords: press, roller, arbor, mathematical model, dynamics, workpiece, deformation zone, tube, functionality, optimization, profile, calibration.

REFERENCES

1. *Tekhnologiya trubnogo proizvodstva. Uchebnik dlya vuzov. V.N. Danchenko, A.P. Kolikov, B.A. Romantsev, S.V. Samusev.* (Pipe production technology. Textbook for HEE). Moscow: Intermet-Inzhiniring, 2002. 640 p.
2. *Mashini i aggregati trubnogo proizvodstva: Uchebnoye posobiye dlya vuzov. A.P. Kolikov, V.P. Romanenko, S.V. Samusev i dr.* (Machines and aggregates pipe production: A manual for HEE). Moscow: MISiS, 1998. 536 p.
3. *Kolmogorov V.L. Mekhanika obrabotki davleniyem: Uchebnik dlya vuzov* (Mechanics of processing by pressure: Textbook for HEE). Moscow: Metallurgiya, 1986. 688 p.
4. *Gun G.Ya. Teoreticheskiye osnovi obrabotki metallov davleniyem* (Theoretical foundations of plastic metal working). Moscow: Metallurgiya, 1980. 456 p.
5. *Ilyukovich B.M., Izmailova M.K., Nekhaev N.E. Teoreticheskiye osnovi mekhaniki deformiruemoy sredy. T. 2* (Theoretical fundamentals of mechanics deformable medium. Vol. 2). Dnepropetrovsk: RVA «Dnipro-VAL», 2007. 306 p.
6. *Kochin N.E., Kibel' I.A., Roze N.V. Teoreticheskaya gidromekhanika. Ch. II* (Theoretical hydromechanics. Part II). Moscow: ShFML, 1963. 728 p.
7. *Gulyaev Yu.G., Chukmasov S.A., Gubinskiy A.V. Matematicheskoe modelirovanie protsessov obrabotki metallov davleniyem* (Mathematical modeling of metal forming processes). Kiev: Naukova dumka, 1986. 240 p.
8. *Rakhmanov S.R. Izv. vuz. Chernaya metallurgiya.* 2012. № 2. Pp. 52–56.

Received December 26, 2012

УДК 621.771.001.23

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛОЖЕНИЯ МАКСИМУМА КОНТАКТНЫХ НОРМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ОТНОСИТЕЛЬНО НЕЙТРАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Я.Д. Василев, д.т.н., профессор

М.И. Завгородний, аспирант

Д.Н. Самокиш, аспирант

Национальная металлургическая академия Украины (Днепропетровск, Украина)

Аннотация. С применением уточненного решения дифференциального уравнения равновесия продольных сил при холодной прокатке, учитывающего особенности кинематики очага деформации, получены более точные данные о характере распределения контактных напряжений, которые были использованы для определения положения сечения максимума нормальных напряжений относительно нейтрального сечения. Установлено, что сечение максимума контактных нормальных напряжений всегда находится в зоне отставания и существенно "отстает" от нейтрального сечения. Приведены количественные данные о влиянии технологических параметров процесса холодной прокатки без натяжения на положение максимума эпюр контактных нормальных напряжений относительно нейтрального сечения и дан их анализ.

Ключевые слова: холодная прокатка, дифференциальное уравнение, контактные напряжения, нейтральное сечение, сечения максимума нормальных напряжений, несоответствие.

E-MAIL: maxzav@i.ua

Современная теория контактных напряжений при тонколистовой (холодной) прокатке построена на решении предложенного Т. Карманом дифференциального уравнения равновесия продольных сил, которое для двумерной (листовой) прокатки записываются в виде [1]

$$dp = \left(2k \mp \frac{\tau}{\operatorname{tg}\varphi} \right) \frac{dh_x}{h_x}, \quad (1)$$

где p , τ , h_x и φ – текущие значения контактного нормального напряжения, напряжения трения, толщины полосы и угла захвата в очаге деформации; $2k$ – напряжение текучести материала полосы.

При решении уравнения (1) дугу контакта полосы с валком обычно заменяют хордой, а для определения напряжения трения пользуются условием

$$\tau = fp, \quad (2)$$

где f – коэффициент трения при установившемся процессе прокатки.

Такое решение впервые было предложено А.И. Целиковым [1, 2]. Согласно решению, сечение максимума контактных нормальных напряжений всегда совпадает с нейтральным сечением. Вместе с тем еще в 1939 г. А. Надаи [3], а несколько позже А.А. Королев [4] и А.И. Целиков [1] пришли к выводу, что нейтральное сечение не должно совпадать с сечением максимума контактных нормальных напряжений. При этом было показано, что максимум эпюр контактных напряжений находится всегда в зоне отставания. Таким образом, данное сечение, положение которого определяется

углом φ_{\max} , «отстает» от положения нейтрального сечения и между углами φ_{\max} и γ (где γ – нейтральный угол) всегда выполняется соотношение $\varphi_{\max} > \gamma$.

Более подробно причины несоответствия нейтрального сечения и сечения максимума контактных нормальных напряжений рассмотрены в работах [1–4]. Однако выкладки этих авторов по этому вопросу имеют исключительно качественный характер. Отсутствуют также расчетные или экспериментальные данные, подтверждающие (или опровергающие) выводы А. Надаи, А.А. Королева и А.И. Целикова о несопадении упомянутых сечений. Получение таких данных является актуальным, поскольку это позволит дать ответ на один из наименее изученных вопросов в современной теории тонколистовой (холодной) прокатки. Этой цели посвящена настоящая работа.

Для реализации поставленной цели были использованы эпюры контактных нормальных напряжений и напряжений трения при холодной прокатке, построенные по уточненному решению уравнения (1). Элемент новизны предложенного решения уравнения (1) состоит в том, что вместо условия (2), которое не имеет достаточного физического обоснования и экспериментального подтверждения, были использованы более корректные модели напряжений трения, учитывающие кинематику очага деформации [5, 6]:

для зоны отставания

$$\tau = -fp \frac{V_{\text{скв}}}{|V_{\text{ск0}}|} = -fp \frac{h_0}{h_0 - h_\gamma} \left(\frac{h_\gamma}{h_x} - 1 \right); \quad (3)$$

для зоны опережения

$$\tau = -fp \frac{V_{\text{скх}}}{|V_{\text{скл}}|} = -fp \frac{h_1}{h_y - h_1} \left(\frac{h_y}{h_x} - 1 \right), \quad (4)$$

где $V_{\text{ск0}}$ и $V_{\text{ск1}}$ – значения скорости скольжения, соответственно в сечениях входа и выхода из очага деформации; $V_{\text{скх}}$ – скорость скольжения в рассматриваемом сечении; h_y , h_0 и h_1 – соответственно толщина полосы в нейтральном сечении, на входе и выходе из очага деформации.

В результате совместного решения уравнений (1), (3), (4) получили следующие дифференциальные уравнения для определения нормальных контактных напряжений при холодной прокатке [6 – 8]:

для зоны отставания

$$\frac{dp}{2kdx} = \frac{dn_\sigma}{dx} = \frac{\Delta h}{lh_x} + \frac{2fn_\sigma a_0 \left(\frac{h_y}{h_x} + 1 \right)}{h_x}; \quad (5)$$

для зоны опережения

$$\frac{dp}{2kdx} = \frac{dn_\sigma}{dx} = \frac{\Delta h}{lh_x} + \frac{2fn_\sigma a_1 \left(\frac{h_y}{h_x} - 1 \right)}{h_x}, \quad (6)$$

где $a_0 = \frac{h_0}{h_y - h_0}$; $a_1 = \frac{h_1}{h_y - h_1}$; n_σ , Δh и l – коэффициент напряженного состояния, абсолютное обжатие и длина очага деформации ($l = \sqrt{R\Delta h}$).

Аналитическое решение дифференциальных уравнений (5), (6) оказалось невозможным, поэтому их решение производили численным методом. Для этой цели был использован метод Рунге–Кутты [9]. Положение нейтрального сечения (толщину полосы h_y) находили по координате точки касания кривых, описываемых уравнениями (5), (6). На рис. 1 в качестве примера показано определение положения нейтрального сечения для случая холодной прокатки, когда $R = 300$ мм,

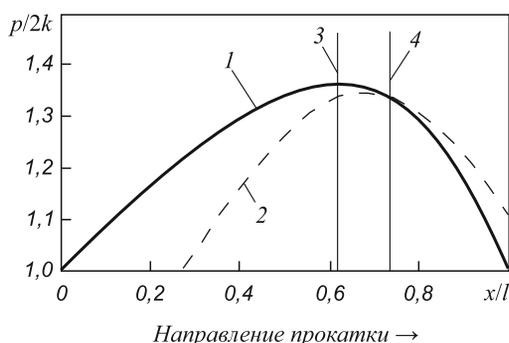


Рис. 1. К определению положения нейтрального сечения при холодной прокатке:

- 1 и 2 – кривые, описываемые соответственно уравнениями (5) и (6) (штриховой линией показана недействительная часть этих кривых);
- 3 – положение максимума нормального контактного напряжения;
- 4 – положение нейтрального сечения

$R/h_0 = 300, f = 0,06, \varepsilon = 0,3$ (где ε – частное относительное обжатие при холодной прокатке).

Зная значения h_y и p , по моделям (3), (4) рассчитывали распределение напряжений трения на контакте металла с валами.

С использованием уравнений (3), (4) и (5), (6) исследовали влияние технологических параметров холодной прокатки без натяжения на распределение контактных напряжений вдоль очага деформации. Исследования выполняли для следующих исходных данных: $R = 300$ мм, $h_0 = 0,1 - 5,0$ мм, $f = 0,03 - 0,12, \varepsilon = 0,01 - 0,5$. Максимальная величина ε была принята равной 0,5 исходя из того, что процесс холодной прокатки на действующих станах с более высокими обжатиями не реализуется. По полученным расчетным данным строили эпюры контактных нормальных напряжений $p/(2k) = \varphi(x/l)$ и напряжений трения $\tau/(2k) = \varphi(x/l)$; типичные эпюры приведены на рис. 2.

Анализ расчетных эпюр показал, что распределение контактных нормальных напряжений и напряжений трения вдоль очага деформации при холодной прокатке имеет одинаковый качественный характер. Из рис. 2 видно, что эпюры контактных нормальных напряжений имеют ярко выраженный куполообразный вид, а напряжения трения плавно переходят через ноль в нейтральном сечении. Этим они выгодно отличаются от известных (например, от эпюр, построенных по решениям А.И. Целикова и других авторов, приведенных

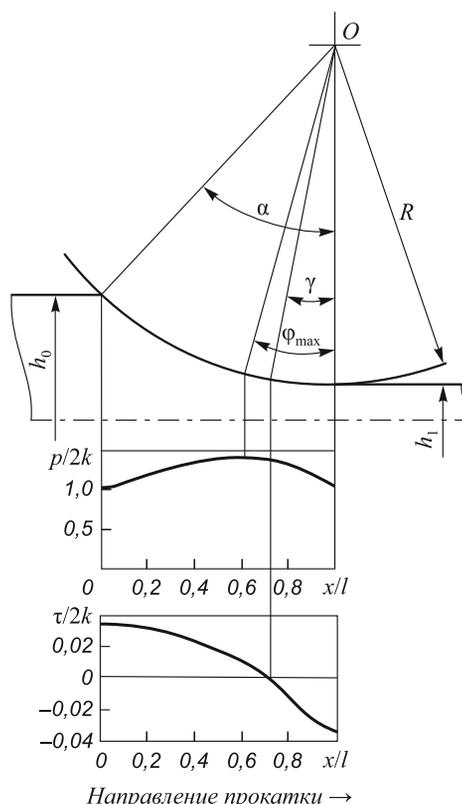


Рис. 2. Эпюры нормальных контактных напряжений и напряжений трения, построенные для случая холодной прокатки, когда $R = 300$ мм, $R/h_0 = 1000, f = 0,035, \varepsilon = 0,3$

в работах [1, 2, 10, 11]) и близко соответствуют экспериментальным эпюрам $p/(2k) = \varphi(x/l)$ и $\tau/(2k) = \varphi(x/l)$ [1, 2, 4, 12]. Кроме того, установлено, что на всех эпохах сечение максимума контактных нормальных напряжений находится всегда в зоне отставания и существенно «отстает» от нейтрального сечения.

Из изложенного следует, что использование моделей трения (3), (4), учитывающих кинематику очага деформации при решении дифференциального уравнения равновесия продольных сил (1), позволило получить новые, более корректные и более надежные данные о характере распределения контактных напряжений вдоль очага деформации при холодной прокатке, в том числе и данные о положении сечения максимального контактного напряжения относительно нейтрального сечения. С этой целью по расчетным эпюрам $p/(2k) = \varphi(x/l)$ и $\tau/(2k) = \varphi(x/l)$ определяли значения параметров φ_{\max}/α (где α – угол захвата при холодной прокатке) и γ/α , характеризующих положения указанных сечений в очаге деформации. По этим данным были построены зависимости $\varphi_{\max}/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$, где β – угол трения при установившемся процессе холодной прокатки, и $\gamma/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$. Наиболее характерные из них представлены на рис. 3.

Из рис. 3 видно, что зависимости $\varphi_{\max}/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$ и $\gamma/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$ с ростом параметра α/β плавно убывают. Максимальные значения φ_{\max}/α и γ/α при $\alpha/\beta \rightarrow 0$ стремятся к 0,5, оставаясь при этом всегда меньше данной величины. Это означает, что при малых углах захвата (малых частных относительных обжатиях) сечения максимального контактного нормального напряжения и нейтрального сечения находятся примерно посередине очага деформации и отличаются между собой незначительно. Во всех случаях прокатки значения γ/α с ростом параметра α/β убывают быстрее, чем φ_{\max}/α . Иными словами, нейтральное сечение с увеличением угла захвата быстрее «перемещается» к сечению выхо-

да металла из валков, поскольку быстрее уменьшается зона опережения, и при ее полном выклинивании совпадает с этим сечением ($\gamma/\alpha = 0$).

Сечение максимума контактных нормальных напряжений с ростом угла захвата «перемещается» медленнее к сечению выхода металла из валков, поскольку на контактной поверхности между этими двумя сечениями должны действовать увеличенные горизонтальные напряжения, в противном случае не будет соблюдено условие равновесия. Это подтверждается данными, приведенными на рис. 3, а. Они свидетельствуют о том, что при прокатке относительно толстых полос ($R/h_0 = 100$) с малыми коэффициентами трения ($f = 0,05$) параметр φ_{\max}/α приобретает большие значения, которые при $\alpha/\beta \geq 0,6$ достигают 0,42 и остаются в дальнейшем практически неизменными. С увеличением коэффициента трения и параметра R/h_0 запас сил трения в очаге деформации возрастает, а возможность выклинивания зоны опережения практически исключена. По этой причине отличие между значениями φ_{\max}/α и γ/α уменьшается и «отставание» сечения максимального контактного напряжения от нейтрального сокращается (рис. 3, з, д, е). Ограниченный диапазон зависимостей $\varphi_{\max}/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$ и $\gamma/\alpha = \varphi(\alpha/\beta)$ на рис. 3, в, з, д, е объясняется тем, что наибольшее частное относительное обжатие при проведении исследований было принятым равным 0,5. Дальнейшее увеличение угла захвата (параметра α/β) за счет увеличения частного относительного обжатия не имеет смысла, поскольку процесс холодной прокатки на действующих станах с более высокими частными относительными обжатиями не реализуется.

Выводы. Приведенные количественные данные свидетельствуют о том, что сечение максимума эпюр контактных нормальных напряжений всегда находится в зоне отставания и, естественно, не совпадает с нейтральным сечением. Этот факт подтверждает справедли-

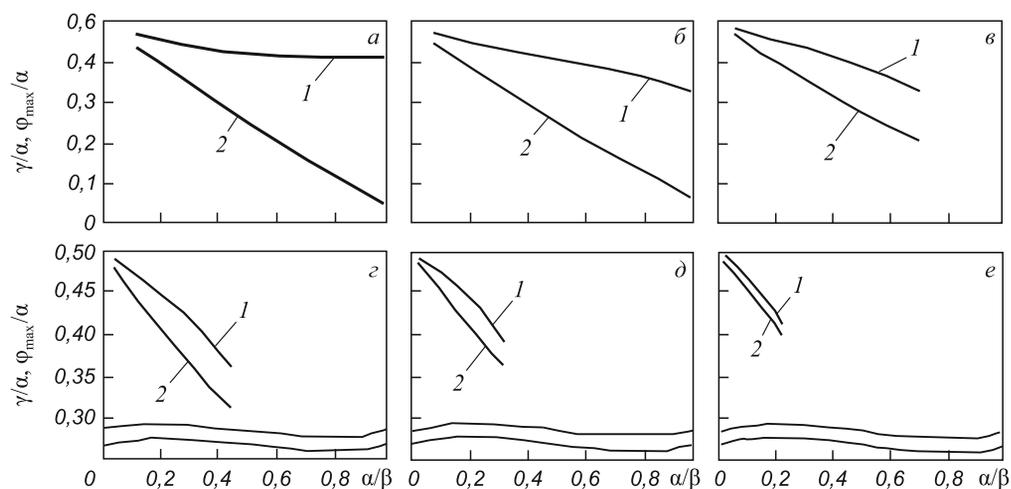


Рис. 3. Зависимости $\frac{\varphi_{\max}}{\alpha} = \varphi\left(\frac{\alpha}{\beta}\right)$ (кривые 1) и $\frac{\gamma}{\alpha} = \varphi\left(\frac{\alpha}{\beta}\right)$ (кривые 2), построенные при $R = 300$ мм, $R/h_0 = 100$ (а, б, в) и $R/h_0 = 1000$ (з, д, е):
 а, з – при $f = 0,05$; б, д – при $f = 0,07$; в, е – при $f = 0,1$

вость выводов А. Надаи, А.А. Королева и А.И. Целикова о «несоответствии этих двух сечений» [1 – 3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Целиков А.И. Основы теории прокатки. – М.: Металлургия, 1965. – 247 с.
2. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. – М.: Металлургия, 1980. – 318 с.
3. Nadai A. // Journal Applied Mechanics. 1939. № 6. P. 21 – 23.
4. Королев А.А. Новые исследования деформации металла при прокатке. – М.: Машгиз, 1953. – 266 с.
5. Василев Я.Д. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2001. № 5. С. 19 – 23.
6. Василев Я.Д., Минаев А.А. Теория продольной прокатки. Учебник для магистрантов ВУЗов. – Донецк: УНИТЕХ, 2010. – 456 с.
7. Василев Я.Д., Коноводов Д.В., Дементьенко А.В. – В кн.: Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском

в металургії і машинобудуванні: Тематичний зб. наук. праць. – Краматорськ: ДГМА, 2002. С. 277 – 283.

8. Василев Я.Д., Коноводов Д.В., Завгородний М.И. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2012. № 7. С. 218 – 222.
9. Бахвалов Н.С. Численные методы. – М.: Наука, 1973. – 632 с.
10. Королев А.А. Конструкции и расчет машин и механизмов прокатных станов. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1985. – 376 с.
11. Третьяков А.В. Теория, расчет и исследования станов холодной прокатки. – М.: Металлургия, 1966. – 255 с.
12. Контактное взаимодействие металла и инструмента при прокатке / П.И. Полухин, В.А. Николаев, В.П. Полухин и др. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.

© 2014 г. Я.Д. Василев, М.И. Завгородний,
Д.Н. Самокиш
Поступила 18 марта 2013 г.

**THE INVESTIGATION OF THE MAXIMUM POSITION IN CONTACT NORMAL STRESSES
RELATIVE TO THE NEUTRAL PLANE BY THE COLD ROLLING**

*Ya.D. Vasilev, Dr. Eng., Professor
M.I. Zavgorodniy, Postgraduate
D.N. Samokish, Postgraduate*

**Ukrainian National Metallurgical Academy (Dnepropetrovsk,
Dnepropetrovsk region, Ukraine)**

E-MAIL: maxzav@i.ua

Abstract. Ascertained data as to the character of the contact stresses distribution have been obtained thanks to the application of the ascertained solution for the differential equation of longitudinal forces' balance by the cold rolling. The mentioned solution takes into account the kinematics particularities of a deformation zone. These data have been used to determine the position of the maximum in contact of normal stresses relative to the neutral plane. It has been established that the section of the maximum in contact normal stresses is always situated in the backward slip zone and is substantially behind the neutral plane. This fact corroborates conclusions about the discrepancy of these two sections made earlier by A. Nadai, A.A. Korolyov and A.I. Tselikov. It represents the answer to one of the least studied questions in the up-to-date theory of the thin-sheet (cold) rolling. The qualitative data about the influence of technological parameters of the cold rolling process without tension upon the situation of the maximum for epures of the contact normal stresses relative to the neutral plane have been presented in the paper as well as their analytical treatment.

Keywords: cold rolling, differential equations, contact stresses, neutral plane, the position of the maximum in contact normal stresses, discrepancy.

REFERENCES

1. Tselikov A.I. *Osnovi teorii prokatki* (Fundamentals of the rollings' theory). Moscow: Metallurgiya, 1965. 247 p.

2. Tselikov A.I., Nikitin G.S., Rokotyay S.E. *Teoriya prodol'noy prokatki* (Theory of longitudinal rolling). Moscow: Metallurgiya, 1980. 318 p.
3. Nadai A. *Journal Applied Mechanics*. № 6 (1939). Pp. 21 – 23.
4. Korolev A.A. *Novie issledovaniya deformatsii metalla pri prokatke* (New metal deformations' researches during rolling). Moscow: Mashgiz, 1953. 266 p.
5. Vasilev Ya.D. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. № 5, 2001. Pp. 19 – 23.
6. Vasilev Ya.D., Minaev A.A. *Teoriya prodol'noy prokatki. Uchebnik dlya magistrantov VUZov* (Theory of longitudinal rolling. Tutorial for graduate universities). Donetsk: UNITEKh, 2010. 456 p.
7. Vasilev Ya.D., Konovodov D.V., Dementienko A.V. *V kn.: Udoskonalennya protsesiv i obladnannya obrobki tiskom v metalurgii i mashinobuduvanni: Tematichniy zb. nauk. prats'* (Improving processes and equipment fabrication metallurgy and mechanical engineering: Thematic collection sciences works). Kramators'k: DGMA, 2002. Pp. 277 – 283.
8. Vasilev Ya.D., Konovodov D.V., Zavgorodniy M.I. i dr. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. № 7, 2012. Pp. 218 – 222.
9. Bakhvalov N.S. *Chislennyye metody* (Numerical methods). Moscow: Nauka, 1973. 632 p.
10. Korolev A.A. *Konstruktii i raschet mashin i mekhanizmov prokatnykh stanov. 2-e izd., pererab. i dop.* (Constructions and payment machinery mills. 2nd ed., Rev. and add.) Moscow: Metallurgiya, 1985. 376 p.
11. Tret'yakov A.V. *Teoriya, raschet i issledovaniya stanov kholodnoy prokatki* (Theory, research and calculation of cold rolling mills). Moscow: Metallurgiya, 1966. 255 p.
12. Polukhin P.I., Nikolaev V.A., Polukhin V.P. i dr. *Kontaktnoe vzaimodeystvie metalla i instrumenta pri prokatke* (Contactability metal interaction and instruments during rolling). Moscow: Metallurgiya, 1974. 200 p.

Received March 18, 2013

УДК 669.15-194.2:620.193

ВЛИЯНИЕ МЫШЬЯКА НА УСТОЙЧИВОСТЬ ПРОТИВ КОРРОЗИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ. СООБЩЕНИЕ 1

П.С. Харлашин, д.т.н., профессор

В.И. Бондарь, к.т.н., доцент

Приазовский государственный технический университет (Марнуполь, Украина)

Аннотация. Выполнен анализ литературных данных о влиянии мышьяка на коррозионную стойкость малоуглеродистых низколегированных сталей. Установлены причины и предложен механизм, объясняющий влияние мышьяка на окалиностойкость сталей, их устойчивость против окисления в условиях атмосферной коррозии и в морской воде.

Ключевые слова: сталь, мышьяк, окалиностойкость, атмосферная коррозия, морская вода.

E-MAIL: azov@online.ua

Развитие современного металлургического производства и машиностроения требует разностороннего изучения физико-химических свойств металлических систем (в том числе содержащих мышьяк) и выяснения закономерностей их коррозионной устойчивости. Имеющиеся в литературе сведения относительно влияния мышьяка на коррозионную стойкость сталей противоречивы и недостаточно обстоятельны. Именно поэтому изучение влияния мышьяка на окалиностойкость малоуглеродистых низколегированных сталей и их сопротивляемость окислению в условиях атмосферной коррозии является весьма актуальной задачей. Особый интерес представляет устойчивость содержащих мышьяк сталей в условиях электрохимической коррозии – в морской воде.

В настоящее время в промышленно развитых странах большое внимание уделяется снижению потерь металла в результате коррозионных разрушений.

Одним из способов решения этой задачи является оптимизация состава стали. Известно, что наряду с некоторыми другими элементами (например, с медью) мышьяк повышает стойкость малоуглеродистых низколегированных сталей против атмосферной коррозии. Имеются патенты и авторские свидетельства на малоуглеродистые низколегированные стали, легированные мышьяком. Авторами работы [1] предложена коррозионностойкая низколегированная сталь для производства конструкций подвижного состава железных дорог, содержащая до 0,1 % мышьяка¹ (As), а также строительная сталь [2] с рекомендуемой концентрацией мышьяка 0,05 – 0,25 %. Авторы работы [3] считают, что в сталь для крепи горных пород полезно вводить 0,05 – 0,50 % мышьяка. В работах [4, 5] предлагается вводить в стали для глубокой вытяжки с целью повышения их устойчивости против атмосферной коррозии 0,04 – 0,42 и 0,03 – 0,50 % мышьяка соответственно. Для деталей ав-

томобилей, тракторов и других сельскохозяйственных машин предложено использовать малоуглеродистую низколегированную сталь с повышенной коррозионной стойкостью, содержащую 0,01 – 0,15 % мышьяка [6].

Однако влияние мышьяка на коррозионную стойкость исследовано недостаточно, а механизм его влияния практически не изучен. Опубликовано всего лишь несколько работ, посвященных исследованию окалиностойкости малоуглеродистых низколегированных сталей [7, 8], а влияние мышьяка на окисление низколегированных сталей в условиях атмосферной коррозии и в морской воде почти не изучено. Механизм влияния мышьяка на коррозионную стойкость сталей не сформулирован.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния мышьяка на окалиностойкость малоуглеродистых низколегированных сталей и их устойчивость в условиях атмосферной коррозии и в морской воде, предложение (рассмотрение) механизма, объясняющего причины изменения коррозионной стойкости стали под влиянием мышьяка.

Анализ влияния мышьяка на скорость окисления образцов горячекатаных сталей марок 16Г2С, 16Г2АФ и 18Г2СФ проводили на основе данных работы [9]. Химический состав сталей приведен ниже:

Сталь	Содержание, %, элемента							
	C	Mn	Si	S	P	As	Cr	V
16Г2С	0,15	1,44	0,48	0,025	0,042	0,133	0,044	0,02
16Г2СФ	0,17	1,80	0,80	0,025	0,030	0,132	0,035	0,12
18Г2СФ	0,23	1,80	0,53	0,025	0,030	0,130	0,035	0,14

Исходным шихтовым материалом служила сталь марки Ст3, содержащая от 0,12 до 0,15 % мышьяка. Выплавку опытных сталей вели в индукционной печи емкостью 150 кг. Разливку осуществляли в слитки массой 12 – 15 кг. Слитки прокатывали на полосы толщи-

¹ Здесь и далее проценты массовые.

ной 16 – 20 мм, из которых вырезали плоские образцы размером 50×25×5 мм для проведения исследований. Образцы всех исследуемых сталей имели феррито-перлитную структуру.

Для окисления в условиях газовой коррозии образцы помещали в вертикальную трубчатую печь и выдерживали в ней в течение 1 ч при температуре 500, 600, 700, 800, 900 и 1000 °С. В процессе окисления производили взвешивание образцов с точностью 0,0001 г через каждые 10 мин без извлечения образцов из зоны окисления. Слой металла под окалиной изучали металлографически. Обработку данных эксперимента вели по методике, изложенной в работе [8].

Установлено, что зависимость удельного изменения массы ($\Delta m/S$, г/м²) от времени τ при температурах T от 800 °С и выше описывается уравнением степенного закона роста оксидной пленки вида $\Delta m/S = k_n \tau^n$ (где S – площадь поверхности корродирующего образца, k_n – константа скорости реакции окисления, а значение n находится в интервале от единицы до двух, что свидетельствует о диффузионно-кинетическом режиме окисления); при более низких температурах выполняется логарифмический закон $\Delta m/S = k_1 \log \tau + k_2$, где k_1 и k_2 – постоянные, зависящие от состава сплава и температуры испытаний.

Исходные данные для изучения кинетики процесса окисления образцов сталей приведены в табл. 1.

Эффективная энергия активации процесса окисления (E) рассчитана путем графических построений в полулогарифмических координатах $\ln(K_m^+) - \frac{1}{T}$, где K_m^+ – массовый показатель коррозии. Эта зависимость для всех сталей имела вид ломаной, значения E рассчитывали для первого линейного участка. Излом зависимости $E(T)$ для всех сталей приходится на интервал 600 – 680 °С, что подтверждает трансформацию закона роста оксидной пленки от логарифмического до степенного. Эффективная энергия активации процесса роста оксидной пленки для сталей 16Г2С, 18Г2С и 18Г2СФ составляла 116,90, 131,60 и 136,10

кДж/моль соответственно. Значимых различий в значениях энергии активации для сталей с мышьяком и без него не обнаружено. Постоянство энергии активации процесса окисления вне зависимости от наличия мышьяка в сталях исследованных марок и обнаруженные различия в скорости окисления образцов – свидетельство зависимости скорости процесса окисления не столько от энергии активации процесса, сколько от энтропии активации.

Мышьяк, как и другие элементы второй подгруппы пятой группы периодической системы элементов, имеет сравнительно небольшой ионный радиус и очень низкую температуру плавления оксида (табл. 2). Сродство к кислороду у мышьяка весьма мало в сравнении со значением этого показателя для железа и ванадия (элементом той же пятой группы, но первой подгруппы). Известными легирующими для повышения жаростойкости являются хром, алюминий и кремний. Анализ приведенных данных не позволяет отнести мышьяк к перспективным легирующим элементам для жаростойкого легирования.

Вместе с тем можно предположить, что мышьяк может уменьшать дефектность кристаллической решетки многослойной оксидной пленки, образующейся на поверхности стали в результате высокотемпературного окисления в воздушной атмосфере. Этим объясняется, по-видимому, наблюдаемое снижение скорости окисления образцов сталей, содержащих небольшие количества мышьяка. Эти идеи укладываются в рамки положений теории жаростойкого легирования Вагнера–Хауффе. Подобные объяснения можно отнести и на счет влияния меди на жаростойкость сталей: медь в количестве до 0,1 % заметно снижает склонность малоуглеродистых сталей к газовой коррозии.

Кривые температурной зависимости удельного увеличения массы исследуемых образцов, построенные по опытным данным для образцов сталей, содержащих 0,13 % мышьяка, располагаются несколько ниже соответствующих кривых для тех же образцов сталей без

Т а б л и ц а 1

Средние значения скорости окисления

T, °С	Средняя скорость окисления образцов сталей, г/(м ² ·ч)		
	16Г2С	16Г2СФ	18Г2СФ
500	2,0/1,5	0,5/0,4	0,84/0,40
600	2,9/2,4	1,8/1,1	2,70/1,90
700	6,2/5,0	5,3/4,5	5,00/4,20
800	69,5/63,5	25,4/10,6	35,80/20,80
900	158,0/156,0	102,0/83,0	96,60/86,60
1000	428,0/480,0	476,0/510,0	365,00/480,00

П р и м е ч а н и е. Через косую приведены значения для сталей, не содержащих мышьяк и содержащих 0,13 % мышьяка.

Некоторые свойства элементов и их оксидов

Элемент	Химическая формула оксида	$\frac{V_{ок}}{V_{Me}}$	$r_i \cdot 10^{-10}$, м	$-\Delta G_{298}^{\circ}$, кДж/(моль·экв)	T_s , °С
Мышьяк	Al_2O_3	1,82	0,47	94,71	275
Сурьма	Sb_2O_3	1,54	0,62	107,70	635
Висмут	Bi_2O_3	1,34	0,74	81,04	820
Ванадий	V_2O_3	1,77	0,65	204,20	1970
Хром	Cr_2O_3	2,02	0,65	172,00	1990
Алюминий	Al_2O_3	1,31	0,57	261,71	2050
Кремний	SiO_2	2,21	0,39	204,25	1710
Медь	CuO	1,74	0,79	63,33	1026

Пр и м е ч а н и е. $\frac{V_{ок}}{V_{Me}}$ – критерий сплошности Бедворса-Пиллинга; r_i – радиус иона металла; $-\Delta G_{298}^{\circ}$ – изменение энергии Гиббса при образовании моля оксида в стандартных условиях.

мышьяка вплоть до температур 900 °С и пересекаются в интервале температур 900 – 1000 °С [9]. Таким образом, образцы сталей, содержащих 0,13 % мышьяка, показали большую устойчивость против окисления в условиях газовой коррозии, чем аналогичные, но не содержащие мышьяк. При дальнейшем нагреве выше 1000 °С интенсивность окисления образцов с мышьяком увеличивалась и несколько превосходила интенсивность окисления образцов без мышьяка.

При металлографическом изучении металла под слоем оксида установлено наличие слоя феррита, обогащенного мышьяком – «мышьяковистого феррита» [10]: до температур 800 – 900 °С наблюдается в виде плотной однофазной полоски, при повышении температуры полоска размывается, ее толщина увеличивается, что облегчает процесс массопереноса и, соответственно, увеличивает скорость окисления металла.

На практике изделия из стали часто эксплуатируются в условиях промышленной или городской атмосферы. Влияние мышьяка на скорость коррозии в промышленной атмосфере исследовали применительно к сталям конвертерного производства [10], содержание мышьяка в них находилось в пределах от нуля до 0,27 %. Результаты коррозионных испытаний образцов из этих сталей приведены в табл. 3.

В качестве источника мышьяка, вводимого в сталь, использовали ферромышьяк, содержащий 34 % мышьяка. Отлитые слитки прокатывали на полосы, из которых вырезали образцы для испытаний. Последние обезжиривали, промывали этиловым спиртом, выдерживали в течение 24 ч в эксикаторе и взвешивали. Затем образцы помещали в фильтровальную бумагу и выдерживали в течение трех лет в промышленной атмосфере.

Как следует из приведенных данных (табл. 3), увеличение концентрации мышьяка в сталях (независимо

от их химического состава) снижает среднюю скорость коррозии. Это влияние наиболее ярко проявляется для стали марки Ст3.

Отмечается сложный характер влияния мышьяка на среднюю скорость коррозии: с ростом концентрации мышьяка в стали относительное снижение массового показателя коррозии K_m^+ , приходящееся на 1 % его концентрации в стали, может не изменяться (как для стали 10ХСНД), уменьшаться (как в случае сталей марок 09Г2СУ, Ст3, Е36 и 17Г1СУ) и даже возрастать (для сталей марок 16Г2АФ и 09Г2ФБ). Очевидно, что наличие легирующих элементов, обладающих повышенным сродством к кислороду, снижает степень влияния мышьяка на скорость его окисления в условиях промышленной атмосферы. Защитный эффект образующейся пленки оксидов легирующих элементов оказывается сильнее эффекта снижения дефектности оксидной пленки вследствие наличия в составе стали мышьяка.

Выводы. Наличие 0,13 % мышьяка в сталях марок 16Г2С, 16Г2СФ и 18Г2СФ повышает их устойчивость в условиях газовой коррозии вплоть до температур 800 – 900 °С. Дальнейшее повышение температуры приводит к изменению закона роста оксидной пленки с логарифмического на степенной со значением показателя степени, равного 1 – 2. Определены значения эффективной энергии активации процесса окисления образцов сталей марок 16Г2С, 16Г2СФ и 18Г2СФ, содержащих мышьяк и без него, которые составляют 116,90, 131,60 и 136,10 кДж/моль соответственно и не зависят от наличия или отсутствия мышьяка в стали. Это доказывает, что скорость процесса окисления определяется, в первую очередь, энтропией активации, а не энергией активации процесса окисления. Определяющим фактором снижения склонности ис-

Результаты коррозионных испытаний образцов сталей

Сталь	Содержание мышьяка, %	Длительность испытаний, год	Прирост массы, г	K_m^+ , г/(м ² ·ч)	Относительное снижение K_m^+	Относительное снижение K_m^+ на 1 % мышьяка
10ХСНД	0	3	0,0127	1,53	0	–
	0,075		0,0096	1,30	0,150	2,000
	0,152		0,0138	1,20	0,220	1,440
	0,226		0,0134	0,83	0,460	2,040
09Г2СУ	0	3	0,0237	1,44	0	–
	0,051		0,0126	1,24	0,140	2,740
	0,110		0,0180	1,12	0,220	2,000
	0,156		0,0121	1,12	0,220	2,000
	0,257		0,1230	0,96	0,330	1,280
Ст.3	0	3	0,0172	3,41	0	–
	0,051		0,0318	1,65	0,520	10,200
	0,196		0,0264	1,17	0,660	3,370
	0,211		0,0251	1,24	0,640	3,030
Е36	0	3	0,0245	1,58	0	–
	0,058		0,0254	1,67	0,070	0,980
	0,152	3	0,0224	1,47	0,070	0,460
	0,199		0,0250	1,35	0,146	0,730
17Г1СУ	0	3	0,0270	1,99	0	–
16Г2АФ	0,087	3	0,0339	1,59	0,200	2,300
	0,180		0,0307	1,53	0,230	1,280
	0,215		0,0232	1,34	0,320	1,490
	0,256		0,0120	1,00	0,500	1,950
	0,272		0,0253	1,24	0,380	1,400
	0		0,0277	1,80	0	–
09Г2ФБ	0,065	3	0,0275	1,77	0,017	0,026
	0,121		0,0273	1,66	0,078	0,644
	0,185		0,0211	1,31	0,272	1,470
	0,256		0,0200	1,14	0,367	1,430
	0		0,0304	1,71	0	–
	0,055	3	0,0297	1,62	0,053	0,960
	0,085		0,0329	1,65	0,035	0,410
	0,155		0,0315	1,53	0,105	0,670
	0,221		0,0225	0,97	0,433	1,960

следованных сталей к окислению в условиях газовой коррозии является снижение степени дефектности оксидной пленки окисляющегося металла. Наличие мышьяка в сталях конвертерного сортамента (10ХСНД, 09Г2СУ, Ст3, Е36, 17Г1СУ, 16Г2АФ и 09Г2ФБ) в количестве до 0,27 % снижает их склонность к окислению в условиях промышленной атмосферы. Относительное снижение массового показателя при повышении концентрации мышьяка до 0,27 % находится в интервале 0,03 – 10,20.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А.с. 602593 СССР. Коррозионностойкая низколегированная сталь / Шляфернер А.М., Георгиев М.И., Кондратьев В.Ю. и др. Заявл. 10.08.76. Оpubл. 15.04.78. Бюл. № 14.
2. А.с. 440439 СССР. Строительная сталь / ЦНИИчермет, Жданов. Мет. завод «Азовсталь». Заявл. 23.06.72. Оpubл. 25.05.74. Бюл. № 31.
3. А.с. 899703 СССР. Сталь / Шнееров Я.А., Вихлевщук В.А., Сторожено А.С. и др. Заявл. 20.05.80. Оpubл. 23.01.82. Бюл. № 3.
4. Пат. 693728 Бельгия. Сталь и ее применение / Centre National de Recherches. Заявл. 6.02.67. Оpubл. 13.01.70.

5. Пат. 23081 Япония. Стойкий к воздействиям атмосферных условий стальной лист для сверхглубокой вытяжки / Симидзу Миэнс, Мацукара Калимэо. Заявл. 5.06.62. Опубл. 16.10.64.
6. А.с. 1532606. Сталь / Грушко П.Ф., Жолоб В.М., Жовтяк А.В. и др. Заявл. 28.05.87. Опубл. 30.12.89. Бюл. № 48.
7. Голованенко С.А. // Сталь. 1980. № 12. С. 1052, 1053.
8. Кудрявцева Л.Н., Переверзева Е.Г., Демакова А.В. // Металловедение и термообработка металлов. 1969. № 6. С. 184 – 195.
9. Харлашин П.С., Шумилов М.А., Якушечкин Е.И. Влияние мышьяка на свойства металлических систем и качество стали. – К.: Вища школа, 1991. – 343 с.
10. Шумилов М.А., Кудрявцева Л.Н., Матвиенко Л.В., Аврамова З.В. // Изв. АН СССР. Металлы. 1984. № 5. С. 104 – 108.

© 2014 г. П.С. Харлашин, В.И. Бондарь
Поступила 15 июля 2013 г.

THE INFLUENCE OF ARSENIC ON THE RESISTANCE OF LOW-CARBON AND LOW-ALLOYED STEELS AGAINST ATMOSPHERIC CORROSION. PART 1

P.S. Kharlashin, Dr. Eng., Professor

V.I. Bondar, Cand. Eng., Assist. Professor

Pryazovskyi State Technical University (Mariupol', Donetsk Region, Ukraine)

E-MAIL: azov@online.ua

Abstract. The analysis of bibliographic data about the influence of arsenic on corrosion resistance of low-carbon low-alloyed steels has been carried out. The authors have revealed the reasons and proposed the mechanism which explains the influence of arsenic on oxidation resistance of steels, their stability against the oxidization in the conditions of atmospheric corrosion and in sea water.

Keywords: steel, arsenic, oxidation resistance, atmospheric corrosion, sea water.

REFERENCES

1. Shlyafner A.M., Georgiev M.I., Kondrat'ev V.Yu. etc. *Korroziionnostojkaja nizkolegirovannaja stal'*. Certificate of authorship USSR № 602593, 1976.
2. *Stroitel'naya stal'*. CNIChermet, Zhdanov. Met. zavod "Azovstal'". Certificate of authorship USSR № 440439, 1972.
3. Shneerov Ya.A., Vihlevshhuk V.A., Storozhenko A.S. etc. *Stal'*. Certificate of authorship USSR № 899703, 1980.
4. Centre National de Recherches. *Stal' i ee primenenie*. Patent № 693728. Bel'giya, 1970.
5. Simidzu Mijens, Macukara Kalimjeo. *Stoykiy k vozdeystviyam atmosfernih usloviy stal'noy list dlya sverhglubokoy vityazhki*. Patent № 23081. Yaponiya, 1964.
6. Grushko P.F., Zholob V.M., Zhovtyak A.V. etc. *Stal'*. Certificate of authorship USSR № 1532606, 1987.
7. Golovanenko S.A. *Stal'*. 1980. № 12. Pp. 1052, 1053.
8. Kudryavceva L.N., Pereverzeva E.G., Demakova A.V. *Metallovedenie i termoobrabotka metallov*. 1969. № 6. Pp. 184 – 195.
9. Harlashin P.S., Shumilov M.A., Yakushechkin E.I. *Vliyaniye mysh'yaka na svoystva metallicheskih sistem i kachestvo stali*. Kiev: Vishha shkola, 1991. 343 p.
10. Shumilov M.A., Kudryavtseva L.N., Matvienko L.V., Avramova Z.V. *Izv. AN SSSR. Metall.* 1984. № 5. Pp. 104 – 108.

Received July 15, 2013

УДК 621.745.34:662.665

АНАЛИЗ СИЛ, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА КОКСОВУЮ ИЛИ УГОЛЬНУЮ ТОПЛИВНУЮ НАСАДКУ В ШАХТНЫХ ПЕЧАХ МАЛОГО ДИАМЕТРА (ВАГРАНКАХ)*

А.В. Феоктистов, доцент, к.т.н.

О.Г. Модзелевская, ст. преподаватель

Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. Проведен анализ сил, действующих на коксовую или угольную топливную насадку в вагранках при замене кокса на антрацит и тощие угли. Полученные данные позволяют предварительно по размеру и форме кусков шихты оценить вероятный прогноз поведения ваграночной плавки. Сделан вывод о том, что при переходе на антрацит и тощие угли для увеличения силы трения шихты о стенки необходимо тщательно подготавливать шихту до получения минимальных размеров кусков 0,07 – 0,08 м, что резко снижает угол зацепления и, следовательно, угол внутреннего трения и увеличивает коэффициент бокового давления на стенки шахты.

Ключевые слова: вагранка, кокс, антрацит, тощие угли, столб шихты, угол внутреннего трения.

E-MAIL: umu@sibsiu.ru

К перспективным направлениям повышения эффективности металлургического производства

можно отнести создание новых агрегатов и процессов, обеспечивающих использование и рециклинг металлосодержащих отходов [1]. Изучение закономерности механизма процессов в таких агрегатах обеспечивает развитие теории и разработку техно-

* Работа выполнена согласно заданию № 2014/213 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России.

логических положений для альтернативной металлургии.

Так, при замене кокса, используемого в ваграночном процессе в качестве топлива, на антрацит и тощие угли необходимо решить проблему стойкости топливной насадки под влиянием давления вышележащих слоев шихты, что приводит к задаче анализа сил, действующих на столб шихты в период плавки.

За основу анализа возьмем выражение для активно-го веса столба шихты (ΔF), действующего на холостую колошу:

$$\Delta F = F_{\text{ш}} - F_{\text{тр}} - \Delta F_{\text{г}} + F_{\text{к}}, \quad (1)$$

где $F_{\text{ш}}$ – полный вес столба шихты на уровне холостой колоши, Н; $F_{\text{тр}}$ – сила трения шихты о стенки шахты, Н; $\Delta F_{\text{г}}$ – сила подъема шихты за счет падения давления газового потока, Н; $F_{\text{к}}$ – сила всплывания кокса в горне печи за счет разности плотностей жидкого металла и кусков топлива, Н.

Рассмотрим каждую составляющую уравнения (1). Так, величину $F_{\text{ш}}$ найдем из соотношения

$$F_{\text{ш}} = \sigma_1 S_{\text{п}} = \bar{\rho}_{\text{ш}} g (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}) \pi D^2 / 4, \quad (2)$$

где $\sigma_1 = \bar{\rho}_{\text{ш}} g (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}})$ – вертикальное давление шихты на холостую колошу, Н/м²; $\bar{\rho}_{\text{ш}}$ – насыпная плотность шихты, кг/м³; $H_{\text{п}}$ и $H_{\text{хк}}$ – полезная высота печи и высота холостой колоши, м; $S_{\text{п}}$ – площадь горизонтального сечения печи, м²; $g = 9,81$ – гравитационное ускорение, м/с²; D – диаметр шахты печи, м.

Силу трения шихты о стенки шахты определим из выражения

$$F_{\text{тр}} = \sigma_2 S_6 = [0,5 \bar{\rho}_{\text{ш}} g (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}) (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}) \pi D n], \quad (3)$$

в котором $\sigma_2 = 0,5 \bar{\rho}_{\text{ш}} g (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}) n$ – среднее боковое давление на стенку шахты, Н/м²; n – условный коэффициент бокового давления; $S_6 = (H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}) \pi D$ – боковая поверхность шахты, м².

Величину $\Delta F_{\text{г}}$ находим из уравнения

$$\Delta F_{\text{г}} = (\Delta p_{\text{гш}} + \Delta p_{\text{гхк}}) S_{\text{п}}, \quad (4)$$

где $\Delta p_{\text{гш}}$ – падение давления газового потока в слое шихты высотой $(H_{\text{п}} - H_{\text{хк}})$, Н/м²; $\Delta p_{\text{гхк}}$ – падение давления газового потока в слое топлива высотой $H_{\text{хк}}$, Н/м².

Параметры $\Delta p_{\text{гш}}$ и $\Delta p_{\text{гхк}}$ рассчитываются по формулам, приведенным в работе [2].

На высоте холостой колоши сила ($\Delta F_{\text{гхк}} = \Delta p_{\text{гхк}} S_{\text{п}}$) сопротивления слоя топлива газовому потоку прижимает топливную колошу к нижней поверхности слоя шихты, т.е. увеличивает силу давления шихты на слой топлива холостой колоши. Сила $\Delta F_{\text{гш}} = \Delta p_{\text{гш}} S_{\text{п}}$, наоборот, уменьшает силу давления шихты на слой топливной колоши.

Сила $F_{\text{к}}$ рассчитывается по формуле

$$F_{\text{к}} = (\rho_{\text{м}} - \rho_{\text{т}}) g H_{\text{г}} (1 - \varepsilon_{\text{т}}) S_{\text{п}}, \quad (5)$$

где $\rho_{\text{м}}$ и $\rho_{\text{т}}$ – плотности жидкого чугуна и куска топлива, кг/м³; $\varepsilon_{\text{т}}$ – порозность слоя топлива; $H_{\text{г}}$ – высота горна, м.

Оценочные расчеты показывают [3], что параметры $\Delta F_{\text{г}}$ и $F_{\text{к}}$ практически компенсируют друг друга и в первом приближении ими можно пренебречь в выражении (1), тогда

$$\begin{aligned} \Delta F = F_{\text{ш}} - F_{\text{тр}} &= \bar{\rho}_{\text{ш}} g H \frac{\pi D^2}{4} - \frac{1}{2} \bar{\rho}_{\text{ш}} g H n H \pi D = \\ &= \frac{\pi}{2} \bar{\rho}_{\text{ш}} g D \left(\frac{D}{2} - n H \right); \end{aligned} \quad (6)$$

здесь $\bar{\rho}_{\text{ш}}$ – средняя плотность шихты; $H = H_{\text{п}} - H_{\text{хк}}$.

В производственных условиях часто возникают ситуации, когда часть топливной насадки выгорает, а шихта не опускается вниз, между верхней поверхностью топливной насадки и низом слоя шихты образуется просвет. Это означает, что в выражении (6) параметр ΔF равен нулю, что позволяет из данного выражения определить критическое значение коэффициента n бокового давления:

$$\frac{D}{2} - n H = 0, \quad n = \frac{D}{2(H_{\text{п}} - H_{\text{хк}})}. \quad (7)$$

Для вагранок имеем $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$, $H_{\text{хк}} = 1,165\sqrt{D}$ [2].

После подставки последних соотношений в выражение (7) получим

$$n = \frac{\sqrt{D}}{6,36} = 0,157\sqrt{D}. \quad (8)$$

Коэффициент бокового давления для шероховатых стенок шахты определяется по формуле [3]

$$n = \left[1 + 2f^2 + \sqrt{1 + f^2} \left(\sqrt{f^2 - f_0} - f \right) \right]^{-1}, \quad (9)$$

в которой f_0 – коэффициент трения шихты о стенки шахты печи; $f = \text{tg} \varphi$ – коэффициент внутреннего трения шихты; φ – угол внутреннего трения.

Значение угла внутреннего трения крупных частиц неправильной формы представляется в виде суммы [4]

$$\varphi = \varphi_{\text{т}} + \varphi_3 + \varphi_{\text{с}}, \quad (10)$$

где $\varphi_{\text{т}}$ – угол трения частиц друг о друга при их скольжении; φ_3 – угол зацепления – сопротивления, оказываемого частицами при их выходе из положения равновесия; $\varphi_{\text{с}}$ – угол сопротивления срезу частиц и их раздроблению.

Угол φ_T зависит от шероховатости частиц, φ_3 – от формы и размера куска шихты, порозности (ϵ) слоя; φ_c – от прочности материала частиц на срез.

Угол внутреннего трения изменяется в широких пределах: $30^\circ \leq \varphi \leq 75^\circ$ [4], что соответствует изменению коэффициента внутреннего трения в пределах $0,577 \leq f_0 \leq 3,722$. Меньшие значения f_0 соответствуют мелким кускам с формой, близкой к шарообразной, с большой порозностью слоя ($\epsilon \geq 0,5$). Большие значения f_0 соответствуют крупным кускам шихты произвольной неправильной (в классическом смысле) формы с порозностью слоя $\epsilon \leq 0,3$, т.е. с плотной упаковкой.

Как правило, для шероховатых стенок $f_0 = 0,267$ [3, 4], что соответствует углу $\varphi_0 = 15^\circ$. Расчет по уравнению (9) дает значения n , лежащих в пределах $0,775 \leq n \leq 0,035$. Следует отметить, что с ростом угла φ растет и угол φ_0 , но предельное значение угла трения φ_0 стремится к 30° , что дает $f_0 = 0,577$ и соответствует минимальному значению $n = 0,035$.

Шихта в печах подвисает за счет расклинивающего действия мостов из кусков шихты, когда размер составляющих шихты не соответствует диаметру вагранки. При расклинивании резко повышается коэффициент бокового давления до $n = 1$. В этом случае давления верхних слоев шихты недостаточно для разрушения распорного моста, стенка шахты не гладкая, а имеет значительную шероховатость с коэффициентом трения пары шихта–стенка, лежащих в интервале $0,267 \leq f_0 \leq 0,577$.

Так как коэффициент n по выражению (9) в основном определяется коэффициентом f внутреннего трения шихты, т.е. размером ее кусков и их формой, то соотношение (8) также передает взаимосвязь между средним размером кусков шихты (\bar{d}) и коэффициентом его формы (A) и диаметром вагранки (D):

$$\bar{d}A = k\sqrt{D}, \quad (11)$$

где $A = S_T/S_0$ (здесь S_T и S_0 – поверхность куска шихты и поверхность эквивалентного шара, имеющего объем, равный объему куска шихты); k – коэффициент пропорциональности.

Для шара имеем $A = 1$. Чем значительней поверхность куска отличается от поверхности эквивалентного шара, тем выше величина A . Практика ваграночной плавки показывает, чтобы избежать «зависания» шихты, между параметрами \bar{d} и A должна соблюдаться гиперболическая зависимость типа (11) при $D = \text{const}$. С увеличением размера \bar{d} форма куска должна приближаться к шарообразной, т.е. $A \rightarrow 1$ и наоборот.

Коэффициент k в уравнении (11) можно определить для условий плавки на эталонной вагранке с эталонной шихтой. В качестве последней нужно выбрать шихту из стандартного чушкового чугуна со следующими параметрами одной чушки: масса $M_T = 16$ кг, размер $550 \times 90 \times 50$ мм, площадь поверхности $S_T = 0,116$ м²,

насыпная масса слоя $\bar{\rho}_T = 2300$ кг/м³, порозность слоя $\epsilon = 0,67$ [2]. Произведем расчет коэффициента формы такой чушки:

$$A = \frac{S_T}{S_0} = 1,329; S_0 = \pi^{1/3} \left(6 \frac{M_T}{\rho_{\text{ч}}} \right)^{2/3} = 0,0865 \text{ м}^2;$$

$$\bar{d} = \left[6 \frac{M_T}{\pi \rho_{\text{ч}}} \right]^{1/3} = 0,166 \text{ м}; \bar{d}A = 0,2206 \text{ м};$$

здесь $\rho_{\text{ч}} = 6,9 \cdot 10^3$ кг/м³ – плотность чугуна.

Технологически устойчивая плавка на шихте с такими показателями, как показывает цеховая практика, возможна на вагранке с минимальным диаметром в свету $D = 1,1$ м ($D = 2l = 2 \cdot 550 = 1100$ мм). После подстановки приведенных выше параметров в уравнение (11) определяем $k = 0,21$, тогда

$$\bar{d} = \frac{0,21}{A} \sqrt{D}. \quad (12)$$

В таблице приведены расчетные значения параметров \bar{d} и M_T , где масса элемента шихты рассчитывалась из соотношения $M_T = \frac{\pi}{6} \bar{d}^3 \rho_{\text{ч}} = 3,61 \cdot 10^3 \cdot \bar{d}^3$ кг.

Для всех значений A средние размеры кусков шихты \bar{d} приведены к эквивалентному диаметру шара. Для $A > 1,329$ максимальный линейный размер (l) элемента шихты не должен превышать половины внутреннего диаметра вагранки, т.е. $l < 0,5D$.

При плавке в вагранках стандартной высоты при замене кокса, используемого в качестве топлива, на антрацит или тощие угли встает вопрос о стойкости углей под давлением металлической шихты. Существующие вагранки имеют четкое соотношение между высотой H_n и внутренним диаметром D печи [2]: $H_n = (4,2 \div 4,345) \sqrt{D}$. Куски металлической шихты, обычно применяемой для выплавки чугуна, имеют большие размеры: $\bar{d} > 0,1$ м. Ваграночная шихта состоит из чушкового чугуна, боя изложниц, стального и чугунного лома, она разнородна по размеру и форме кусков. Как правило, для ваграночной шихты коэффициент формы куска $A > 1,4$. Для засыпок, состоящих из таких частиц, угол внутреннего трения в основном определяется их зацеплением и достигает максимальных значений $\varphi = 70 \div 72^\circ$, что соответствует коэффициенту внутреннего трения $f = \text{tg} \varphi = 2,74 \div 3,08$ [4]. Шихта в шахте печи при таком значении f движется практически как единое твердое тело по стержневому типу. Угол трения шихты о стенки шахты при таком движении равен $\varphi_0 = 30^\circ$, коэффициент трения $f_0 = \text{tg} \varphi = 0,577$. Коэффициент бокового давления, рассчитанный по формуле (9), дает значения $n = 0,05 \div 0,063$.

Для неподготовленной шихты с размером кусков $\bar{d} = 0,07 \div 0,08$ м угол внутреннего трения уменьшается до $\varphi = 64 \div 65^\circ$. Такой угол характерен для засыпки из

Значение параметров \bar{d} , M_T и A для вагранок нормального ряда

Параметр		Значения параметра для вагранок диаметра D , м						Форма элемента шихты
		0,9	1,1	1,3	1,5	1,7	2,1	
$A = 1,00$	\bar{d} , м	0,20	0,22	0,24	0,26	0,275	0,304	Шар
	M_T , кг	29,0	38,4	50,0	61,0	74,0	101,0	
$A = 1,24$	\bar{d} , м	0,160	0,177	0,193	0,207	0,220	0,245	Куб, бой изложниц
	M_T , кг	16,0	21,0	27,5	32,0	38,4	53,2	
$A = 1,329$	\bar{d} , м	0,150	0,166	0,180	0,194	0,206	0,230	Стандартная чушка
	M_T , кг	12,1	16,0	21,0	26,4	31,5	44,0	
$A = 1,50$	\bar{d} , м	0,133	0,147	0,160	0,170	0,182	0,203	Скрап, литники, лом
	M_T , кг	8,5	11,5	14,8	17,7	21,8	30,0	
$A = 2,00$	\bar{d} , м	0,10	0,11	0,12	0,13	0,137	0,15	Решетки, изделия коробчатой формы
	M_T , кг	3,6	4,8	6,2	7,9	9,3	12,2	

остроугольных кусков горной породы с аналогичными значениями \bar{d} [4].

Расчет по формуле (9) при $\phi = 65^\circ$, коэффициенте внутреннего трения $f = 2,14$, коэффициенте трения $f_0 = 0,577$ дает значение $n = 0,1$. Следует подчеркнуть, что пределы изменения коэффициента n колеблются от нуля до единицы. При $n = 0$ шихта движется по стержневому типу и не оказывает давления на стенки шахты. При $n = 1$ шихта аналогична ньютоновской жидкости и оказывает одинаковое давление на боковую стенку шахты и на нижние горизонтальные слои. Для реальной ваграночной шихты параметр n имеет значение в пределах $0,05 \leq n \leq 0,1$; $n = 0,05$ соответствует обычной неподготовленной крупногабаритной шихте с $A \geq 1,4$; $n = 0,1$ соответствует хорошо подготовленной шихте с $\bar{d} < 0,1$ м, $1,0 \leq A \leq 1,4$.

При использовании существующих вагранок в случае перехода с кокса на уголь в качестве топлива внутренний диаметр и высота $H_{\text{п}}$ остаются неизменными. Для реализации такой замены предварительно необходимо оценить соотношение сил $F_{\text{тр}}/F_{\text{ш}}$ в выражении (6).

В выражении (6) неизвестна величина $\bar{\rho}_{\text{ш}}$, которая будет различна для топливных колош из кокса и угля; ее можно рассчитать в каждом конкретном случае, используя следующую методику. При среднем расходе кокса $K = 14\%$ на 100 кг металлической шихты добавляется 14 кг топлива. Объем металла в слое шихты составит $V_{\text{м}} = \frac{100}{\rho_{\text{м}}(1-\varepsilon_{\text{м}})} = \frac{100}{6,9 \cdot 10^3 \cdot (1-0,6)} = 36,23 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$, где $\rho_{\text{м}} = 6,9 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ – плотность кусков металлозавалки; $\varepsilon_{\text{м}}$ – порозность слоя металлической колоши. Объем кокса в слое шихты находим из выражения $V_{\text{т}} = \frac{14}{\bar{\rho}_{\text{к}}(1-\varepsilon_{\text{к}})} = \frac{14}{1,0 \cdot 10^3 \cdot (1-0,5)} = 28 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$, где $\rho_{\text{к}} = 1,0 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ – плотность кокса; $\varepsilon_{\text{к}} = 0,5$ – порозность слоя кокса.

Среднюю насыпную плотность слоя металлической шихты и кокса определим как

$$\bar{\rho}_{\text{м}} = \frac{\rho_{\text{м}}(1-\varepsilon_{\text{м}})V_{\text{м}} + \rho_{\text{к}}(1-\varepsilon_{\text{к}})V_{\text{к}}}{V_{\text{м}} + V_{\text{к}}} = 1,755 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3.$$

При среднем расходе антрацита $A = 18\%$ и плотности угля $\rho_{\text{у}} = 1,2 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ расчет по вышеприведенной методике дает значение средней насыпной плотности шихты (металл + уголь) $\bar{\rho}_{\text{ш}} = 1,837 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$.

Преобразуем выражение (6) с учетом того, что $g = 9,81 \text{ м/с}^2$, $H = H_{\text{п}} - H_{\text{хк}} = 4,345\sqrt{D} - 1,165\sqrt{D} = 3,18\sqrt{D}$ [2]. В результате имеем

$$\Delta F = 97,95 \bar{\rho}_{\text{ш}} D^{3/2} \left(0,25D - 1,59D^{1/2}n \right).$$

Для действующих вагранок при $D = 1,0$ м, $\bar{\rho}_{\text{ш}} = 1,755 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, $n = 0,05$ (плавка на коксе) получаем $\Delta F_{\text{к}} = 29,31 \cdot 10^3 \text{ Н}$. Для хорошо подготовленной шихты (плавка на угле) при $D = 1,0$ м, $\bar{\rho}_{\text{ш}} = 1,837 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, $n = 0,1$ получаем $\Delta F_{\text{у}} = 16,37 \cdot 10^3 \text{ Н}$.

Отношение $\Delta F_{\text{к}}/\Delta F_{\text{у}} = 0,558$, т.е. нагрузка на холостую колошу при плавке на угле с хорошо подготовленной шихтой уменьшается практически наполовину для вагранок с $D = 1,0$ м и $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$.

При определении полезной высоты вагранки для плавки на неподготовленной шихте с $\bar{d} > 0,1$ м, $A > 1,4$, $n = 0,05$ при переходе с кокса, используемого в качестве топлива, на угли возникают проблемы следующего порядка. Угли крошатся, истираются в процессе опускания по шахте и при горении, поэтому дутье необходимо подогревать до $400 \div 500 \text{ }^\circ\text{C}$, так как с подогревом дутья скорость газификации мелких частиц угля резко возрастает [5] за счет интенсификации реакции $2\text{C} + \text{O}_2 = 2\text{CO} + \text{Q}$ и они сгорают в верхних горизонтах холостой колоши.

Оставшиеся крупные куски топлива за счет меньшей удельной поверхности реагирования образуют каркас

холостой колоши, который держит давление верхних слоев шихты. Так как холостая колоша при использовании в качестве топлива антрацита (тощих углей) просаживается за счет измельчения и разрушения части кусков топлива, то расход топлива необходимо увеличить на 25 – 30 % по отношению к расходу при плавке на коксе, что составит 17 – 19 % от металлозавалки. Так, если плавка на коксе ведется при расходе топлива 14 %, то при переходе на антрацит расход топлива составит 17,5 – 18,2 %. Холостая колоша останется на прежнем уровне, что обеспечит более высокую температуру выпускаемого чугуна с более высокими механическими свойствами за счет более высокой теплотворной способности антрацита (или тощих углей), их меньшей зольности и меньшего содержания серы. Холостая колоша при использовании угля более плотная, трудно продуваемая, поэтому давление дутья нужно увеличить в 1,1 – 1,15 раза в сравнении с плавкой на коксе.

Каменные угли марок А и ТК для ваграночной плавки с 2005 г. используются на Новокузнецком предприятии ЗАО «Изолит». До 2005 г. плавка велась исключительно на коксе. Печь переплавляет доменный шлак на минеральную вату для теплоизоляционных изделий. Вагранка имеет два загрузочных отверстия на высоте $H_{\text{п}} = 3,5$ м и $H_{\text{п}} = 5,5$ м, ее внутренний диаметр D равен 1250 мм. По отношению к диаметру полезная высота вагранки составляет $H_{\text{п}} = 3,5$ м = $3,2\sqrt{D}$ и $H_{\text{п}} = 5,5$ м = $4,9\sqrt{D}$. Вагранка оборудована рекуператором «труба в трубе», позволяющим подогреть дутье до 420 °С. Расход угля составляет 18 % от шлаковой завалки. Для увеличения высоты рекуператора до 10 м, а следовательно и увеличения интенсивности подогрева воздуха, загрузочное отверстие шихты в 2007 г. перенесли на нижний ярус с высотой $H = 3,5$ м ($H_{\text{п}} = 3,2\sqrt{D}$). Уменьшение высоты столба шихты позволило получить более высокую температуру колошниковых газов (900 – 1000 °С) и, следовательно, устойчивое держание факела горения при входе в нижнюю часть рекуператора.

Практическая реализация замены кокса на антрацит (тощие угли) на предприятии ЗАО «Изолит» позволяет определить полезную высоту печи и при выплавке чугуна.

При плавке на антраците слой загрузочных материалов (шлака) при расположении загрузочного окна на высоте $H_{\text{п}} = 5,5$ м = $4,9\sqrt{D}$ не разрушает топливную насадку, которая имеет конечную высоту после просадки $H_{\text{хк}} = 1,165\sqrt{D}$. Тем более устойчивость технологии плавки будет обеспечена и на вагранке классической высоты $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$.

Для того, чтобы решить поставленную задачу, необходимо определить среднюю насыпную плотность шихты ($\bar{\rho}_{\text{шл}}$), состоящую из доменного шлака и угля. Объем шлака в слое шихты и топлива составит $V_{\text{шл}} = \frac{100}{\rho_{\text{шл}}(1-\varepsilon_{\text{шл}})}$, объем угля в слое шихты и топлива при расходе антрацита 18 % от массы шлака определим

так: $V_{\text{у}} = \frac{18}{\rho_{\text{у}}(1-\varepsilon_{\text{у}})}$; здесь $\rho_{\text{шл}}$ и $\rho_{\text{у}}$ – плотности куска шлака и угля, кг/м³; $\varepsilon_{\text{шл}}$ и $\varepsilon_{\text{у}}$ – порозности слоя шлака и угля.

Средняя насыпная плотность слоя шлака и угля определяется по формуле $\bar{\rho}_{\text{шл}} = \frac{100+18}{V_{\text{шл}}+V_{\text{у}}}$, расчет по которой при $\rho_{\text{шл}} = 2,74 \cdot 10^3$ кг/м³, $\rho_{\text{у}} = 1,2 \cdot 10^3$ кг/м³, $\varepsilon_{\text{шл}} = 0,5$, $\varepsilon_{\text{у}} = 0,4$ дает значение $\bar{\rho}_{\text{шл}} = 1,204 \cdot 10^3$ кг/м³.

Давление столба шихты, состоящей из шлака и угля, на топливную насадку составит $P_{\text{шл}} = \bar{\rho}_{\text{шл}}gH_{\text{шл}}$, а давление столба шихты, состоящей из металла и угля, составит $P_{\text{м}} = \bar{\rho}_{\text{м}}gH_{\text{м}}$. Из очевидного равенства $P_{\text{шл}} = P_{\text{м}}$ находим

$$H_{\text{м}} = \frac{\bar{\rho}_{\text{шл}}}{\bar{\rho}_{\text{м}}} H_{\text{шл}}.$$

Для классической вагранки со значениями $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$, $H_{\text{шл}} = H = 3,18\sqrt{D}$ при $H_{\text{хк}} = 1,165\sqrt{D}$ получаем

$$H_{\text{м}} = \frac{1,204 \cdot 10^3}{1,837 \cdot 10^3} \cdot 3,18\sqrt{D} = 2,084\sqrt{D}.$$

Полезная высота печи с учетом высоты холостой колоши равна

$$H_{\text{п}} = H_{\text{м}} + H_{\text{хк}} = 2,08\sqrt{D} + 1,165\sqrt{D} = 3,249\sqrt{D}.$$

Выводы. Данные аналитических расчетов геометрических и физико-механических параметров столба загружаемых в печь материалов позволяют предварительно по размеру и форме кусков шихты оценить вероятный прогноз поведения ваграночной плавки. При замене используемого в качестве топлива кокса на угли (антрацит, тощие угли) на действующих вагранках $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$ для увеличения силы трения шихты о стенки шахты необходимо тщательно подготавливать шихту до получения минимальных размеров кусков $\bar{d} = 0,07 - 0,08$ м, что резко снижает угол зацепления, а следовательно угол внутреннего трения, и увеличивает коэффициент бокового давления на стенки шахты. При переходе от кокса к использованию в качестве топлива антрацита или тощих углей на неподготовленной шихте высота вагранки уменьшается и составляет $H_{\text{п}} = 3,249\sqrt{D}$ вместо $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$. Давление дутья увеличивается в 1,1 – 1,15 раза, поэтому обязателен его подогрев в рекуператоре «труба в трубе» до 400 – 450 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kessler K. // Stahl u. Eisen 125 (2005). № 2. P. 21 – 24.
2. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных печах малого диаметра. – М.: Теплотехник, 2010. – 379 с.

3. Доменное производство. Справочное издание. В 2-х т. Т.1. Подготовка руд и доменный процесс / Под ред. Е.Ф. Вегмана. – М.: Metallurgia, 1989. – 496 с.
4. Грунтоведение / Под ред. Е.А. Сергеева. – М.: изд. МГУ, 1971. – 595 с.
5. Чуханов З.Ф. Некоторые проблемы топлива и энергетики. – М.: Изд-во АН СССР, 1961. – 478 с.

© 2014 г. А.В. Феоктистов, О.Г. Модзелевская
Поступила 3 февраля 2014 г.

THE ANALYSIS OF THE FORCES ACTING ON A COKE PACKING OR COAL FUEL NOZZLE INTO SMALL DIAMETER SHAFT FURNACES (CUPOLA)

A.V. Feoktistov, Cand. Eng., Assist. Professor
O.G. Modzelevskaya, Senior Lecturer

Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: umu@sibsiu.ru

Abstract. The article presents the analysis of the forces acting on a coke packing or coal fuel nozzle into the cupola by replacing coke with anthracite and lean coal. The obtained data allow estimating preliminarily in size and shape of burden pieces a probable forecast of cupola melting behavior. The conclusion is that by the transition to the marks of coals to increase the frictional force on the wall of charge, the charge itself must be carefully carve into minimum pieces, which reduces drastically the angle of the engagement and consequently the angle of internal friction coefficient increases as well as the pressure on the side wall of the shaft.

Keywords: cupola, coke, anthracite, lean coal, post charge, angle of internal friction.

REFERENCES

1. Kessler K. Stahl u. Eisen 125 (2005). № 2. Pp. 21 – 24.
2. Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Bedarev S.A. *Teoriya i praktika intensivifikatsii tehnologicheskogo protsessa v shaktnikh pechakh malogo diametra* (Theory and practice of process intensification in the blast furnaces of small diameter). Moscow: Teplotekhnika, 2010. 379 p.
3. *Domennoe proizvodstvo. Spravochnoye izdanie. V 2-h t. T. 1. Podgotovka rud i domenny protsess* Pod red. E.F. Vegmana. (Blast Furnaces. Reference book. In 2 volumes. Vol.1. Preparation of ores and metallurgical process). Moscow: Metallurgiya, 1989. 496 p.
4. *Gruntovedeniye*. Pod red. E.A. Sergeeva. (Soil management) Moscow: izd. MGU, 1971. 595 p.
5. Чуханов З.Ф. *Nekotoriye problemi topliva i energetiki*. (Some problems of Fuel and Energy). Moscow: Isd-vo AN SSSR, 1961. 478 p.

Received February 3, 2013

УДК 621.791.92:621.771.07

ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ В ШИХТУ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ С–Si–Mn–Cr–V–Mo УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ И НИКЕЛЯ

Н.А. Козырев, д.т.н., профессор
Д.А. Титов, магистрант
С.Н. Старовацкая, к.т.н., доцент
О.Е. Козырева, соискатель
В.М. Шурупов, ст. преподаватель

Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. Проведены экспериментальные исследования влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки типа ПП-Нп-25Х5ФМС углеродфторсодержащей добавки (отходов металлургического производства) и порошкообразного никеля. Введение в состав шихты для производства проволоки системы С–Si–Mn–Cr–V–Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля позволяет значительно снизить уровень загрязненности окисными неметаллическими включениями наплавляемого металла, измельчению зерна, а также способствует снижению объемной доли остаточного аустенита в наплавленном слое и образованию мелкодисперсных карбидов. Полученные результаты позволяют прогнозировать повышение термической стойкости прокатных валков при использовании изготовленной проволоки.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, карбиды, карбиды хрома, прокатные валки, наплавленный металл.

E-MAIL: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

На металлургических предприятиях России широко используется наплавка прокатных валков для их восстановления и повышения стойкости. Несмотря на широкий спектр используемых систем для наплав-

ки, широкое распространение получили две системы: С–Si–Mn–Cr–W–V и С–Si–Mn–Cr–V–Mo.

Первая система представлена порошковой проволокой типа ПП-Нп-35В9Х3СФ, содержащей до 10 %

дорогого и дефицитного вольфрама, и используется для износостойкой наплавки стальных валков горячей прокатки. Наплавленный металл обладает высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах, но его термическая выносливость относительно невысока, поэтому валки, наплавленные этой проволокой, часто выходят из строя из-за образования сетки трещин разгара и выкрашивания. Нередко имеет место полосчатый износ, причиной которого может быть наличие участков наплавленного металла с неоднородной структурой и твердостью. Такие участки наблюдаются при многослойной наплавке легированных сталей с перекрытием ранее наплавленного валика.

Хорошие результаты при восстановлении стальных валков горячей прокатки дает наплавленный металл типа экономнолегированных хромомолибденовых и хромовольфрамомолибденовых сталей. По теплостойкости эти стали практически не уступают хромовольфрамовым, а по сопротивлению термической усталости существенно превосходят их. Для повышения теплостойкости и стойкости наплавленного металла против истирания применяют также легирование ванадием.

При наплавке валков со сложными калибрами возникают большие трудности с механической обработкой наплавленного слоя из-за его относительно высокой твердости. Для таких валков перспективно использование наплавочных материалов типа мартенситно-старееющих или дисперсионно-твердеющих сталей. После наплавки такие стали имеют твердость HRC_3 28 – 35, их достаточно легко обрабатывать механически. После отпуска твердость HRC_3 возрастает до 48 – 55, наплавленный металл приобретает высокие служебные свойства. Однако для проведения термической обработки необходимо соответствующее оборудование.

Работа со второй системой позволяет получать наибольшее сопротивление термической усталости металла. Данная система, представленная порошковой проволокой типа ПП-Нп-25Х5ФМС, позволяет получать высокую ударную вязкость наплавленного металла при повышенных температурах.

Авторы работы [1] в результате лабораторных и опытно-промышленных исследований для наплавки валков горячей прокатки рекомендуют использовать на непрерывно-заготовочных, проволочных, трубопрокатных станах порошковые проволоки типа ПП-Нп-35В9ХЗСФ, а на обжимных (блюминг, слябинг), крупносортовых и рельсобалочных, средне- и мелкосортных, листопрокатных станах порошковую проволоку типа ПП-Нп-25Х5ФМС.

Для настоящей работы в лабораторных условиях были изготовлены образцы стандартной порошковой проволоки марки ПП-Нп-25Х5ФМС. Многослойную наплавку образцов производили с предварительным подогревом пластин до 350 °С и последующим (после наплавки) замедленным охлаждением. Наплавку про-

водили сварочным трактором ASAW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки на пластины из стали 09Г2С в пять слоев; режим наплавки: сварочный ток 400 А, напряжение на дуге 32 В, скорость сварки 0,8 см/с.

При изготовлении проволоки содержание кремния, марганца, хрома, ванадия варьировалось гораздо шире значений для данных элементов, предусмотренных для проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС по ГОСТ 26101 – 84. В состав ряда образцов проволоки вводили никель, а аморфный углерод заменяли на углеродфторсодержащую пыль (отходы металлургического производства) следующего химического состава: 21 – 46 % Al_2O_3 ; 18 – 27 % F^+ ; 8 – 15 % Na_2O ; 0,4 – 6 % K_2O ; 0,7 – 2,3 % CaO ; 0,5 – 2,5 % SiO_2 ; 2,1 – 3,3 % Fe_2O_3 ; 12,5 – 30,2 % $C_{общ}$; 0,07 – 0,9 % MnO ; 0,06 – 0,90 % MgO ; 0,09 – 0,19 % S ; 0,10 – 0,18 % P (по массе). Дисперсность такого материала позволяет проводить хорошее смешение с металлической составляющей шихты порошковой проволоки. Проведенные ранее эксперименты по использованию этого материала в качестве добавки для сварочных флюсов показали, что углерод в составе углеродфторсодержащей пыли обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке с образованием оксидов углерода [2 – 5]. Для имитации окислительно-восстановительных процессов при наплавке использовали слабоокислительный флюс марки АН-67 (по ГОСТ Р 52222 – 2004). Марганец в состав шихты не добавляли в связи с его восстановлением из образующегося шлака. Происходило частичное восстановление кремния из шлака. Как показали эксперименты, образующийся шлак практически не окисляет легирующие элементы в наплавленном металле.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при различных увеличениях после травления в спиртовом растворе азотной кислоты, а также в растворе плавиковой кислоты. Замеры твердости проводили ультразвуковым твердомером УЗИТ-3. Составы исследуемых порошковых проволок, твердость наплавленного металла и объемная доля остаточного аустенита в наплавленном слое приведены в таблице.

При использовании в качестве добавки аморфного графита в структуре наплавленного металла (образцы 1 и 2) присутствует мартенсит и остаточный аустенит в межосевом пространстве (рис. 1). Наблюдается значительное количество строчечных кислородных включений. Точечные карбиды ванадия и хрома распределены по телу зерен. Следует отметить, что введение более 3 % ванадия приводит к значительному снижению твердости наплавленного металла.

Составы исследуемых порошковых проволок и твердость наплавленного металла

Образец	Массовая доля, %, элементов											HRC (HB)	ОДА
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti		
1	0,16	1,77	2,25	0,26	3,51	1,51	0,16	0,044	0,107	3,25	0,018	(186,2)	–
2	0,15	1,59	1,67	0,18	0,35	1,11	0,16	0,032	0,060	0,35	0,006	43,2	4,3
3	0,20	1,33	2,16	0,17	3,52	1,51	0,13	0,040	0,090	0,36	0,020	48,1	5,6
4	0,24	0,93	2,11	0,15	3,18	1,31	0,21	0,054	0,071	0,46	0,021	51,8	15,6
5	0,31	1,19	2,13	0,20	3,50	1,34	0,32	0,064	0,074	0,47	0,022	53,4	14,7
6	0,24	0,92	1,93	0,22	3,00	1,85	0,38	0,034	0,081	0,43	0,014	54,14	8,4

Примечание. ОДА – объемная доля остаточного аустенита; образцы 1 и 2 изготовлены с использованием аморфного графита, образцы 3 – 6 с применением углеродфторсодержащей пыли и порошка никеля при различных его концентрациях.

Металлографический анализ показал, что структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой, представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и сформированными по границам зерен отдельными тонкими аустенитными оторочками с незначительным количеством включений карбидов. На рис. 2 – 5 приведены структуры образцов 3 – 6, полученных с использованием углеродфторсодержащего материала и добавкой никеля. Углеродфторсодержащая добавка в шихту для производства проволоки способствует удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов, что

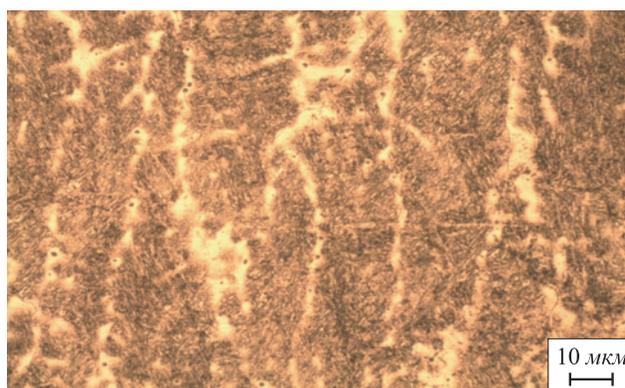


Рис. 3. Мартенсит (темножелтый), остаточный аустенит (светложелтый), карбиды (мелкие, точечные по телу зерен)

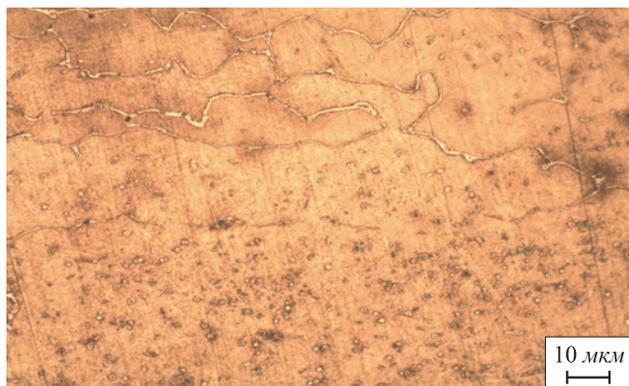


Рис. 1. Округлые точечные карбиды ванадия, карбиды в виде сетки

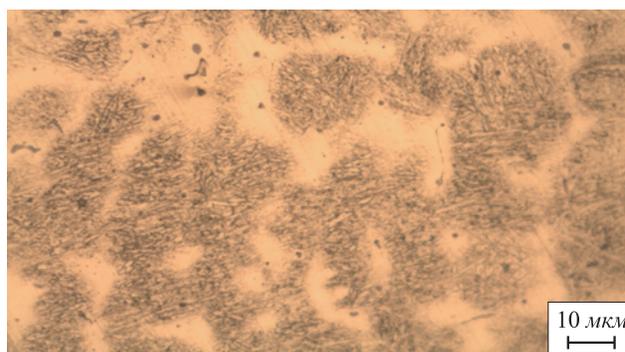


Рис. 4. Дендриты, мартенсит в межзерновом пространстве, точечные карбиды

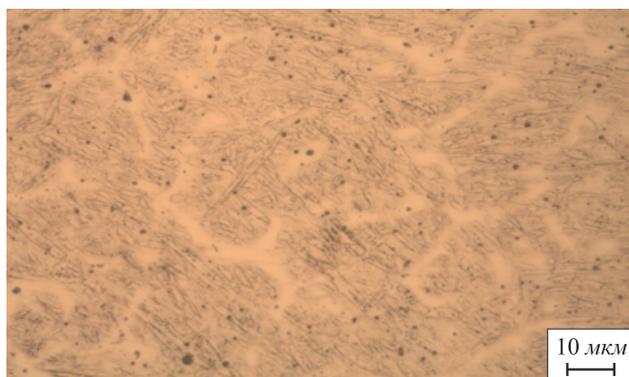


Рис. 2. Мартенсит (темный), остаточный аустенит (светложелтый), мелкодисперсные карбиды

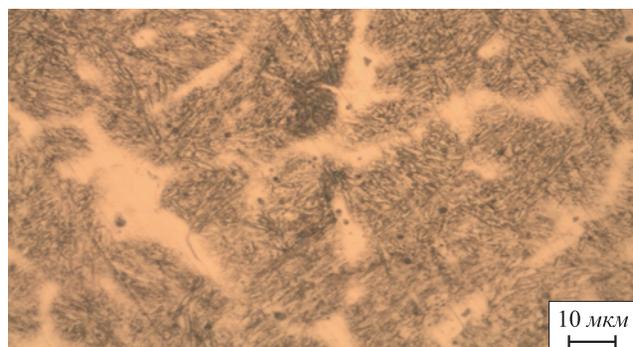


Рис. 5. Остаточный аустенит (светлый), мартенсит (коричневый), карбиды

на практике должно привести к повышению термической стойкости. Введенный в состав шихты для производства порошковой проволоки аустенитообразующий элемент (никель) способствует дополнительному измельчению зерен.

Выводы. Введение в состав шихты для производства проволоки системы C–Si–Mn–Cr–V–Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля позволяет значительно снизить уровень загрязненности оксидными неметаллическими включениями наплавленного металла, способствует измельчению зерен, а также образованию мелкодисперсных карбидов, что на практике должно привести к повышению термической стойкости прокатных валков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2005. № 4. С. 14 – 17.
2. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 26 – 29.
3. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 10. С. 35 – 38.
4. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 4. С. 30 – 33.
5. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 8. С. 33 – 36.

© 2014 г. Н.А. Козырев, Д.А. Титов,
С.Н. Старовацкая, О.Е. Козырева, В.М. Шурупов
Поступила 6 декабря 2013 г.

THE INFLUENCE OF THE INTRODUCTION OF THE CHARGE FOR THE PRODUCTION FLUX-CORED WIRE SYSTEM WITH C–Si–Mn–Cr–V–Mo CARBON-FLUORINE-CONTAINING ADDITIVES AND NICKEL

N.A. Kozыrev, Dr. Eng., Professor

D.A. Titov, Postgraduate Student

S.N. Starovatskaya, Cand. Eng., Assist. Professor

O.E. Kozырева, Applicant

V.M. Schurupov, Senior Lecturer

Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Abstract. The paper presents experimental studies of the introduction influence of a flux-cored wire of PP-H-25H5FMS carbon-fluorine-containing fluoride supplements (metallurgical wastes) and powdered nickel. The introduction of the C-wire system C–Si–Mn–Cr–V–Mo carbon-fluorine-containing additives and nickel can reduce significantly the level of contamination of non-metallic oxide inclusions of weld metal, grinding grain; and it also reduces the volume fraction of re-

tained austenite in the weld layer and the formation of small dispersed carbides. The results predict the increase of thermal stability of mill rolls when using the produced wire.

Keywords: weld facing, flux cored wire, carbides, chromium carbides, mill rolls, weld metal.

REFERENCES

1. Kondrat'ev I.A., Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M. *Remont, vosstanovlenie, modernizatsiya*. 2005. № 4. Pp. 14 – 17.
2. Kozыrev N.A., Igushev V.F., Starovatskaya S.N. etc. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2012. № 6. Pp. 26 – 29.
3. Kozыrev N.A., Igushev V.F., Goldun Z.V. etc. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2012. № 10. Pp. 35 – 38.
4. Kozыrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E. etc. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2013. № 4. Pp. 30 – 33.
5. Kozыrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2013. № 8. Pp. 33 – 36.

Received December 6, 2013

УДК 621.74

ТЕРМОСКОРОСТНАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В.Б. Деев¹, д.т.н., профессор
И.Ф. Селянин¹, д.т.н., профессор
К.В. Пономарева¹, ст. преподаватель
А.С. Юдин², главный технолог
С.А. Цецорина¹, к.т.н., доцент

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

² ООО «НПП Вектор Машиностроения» (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. Приведены результаты разработки и реализации в производственных условиях ресурсосберегающей технологии получения алюминиевых сплавов для корпусного тонкостенного литья по газифицируемым моделям, включающей термоскоростную обработку расплава. Представленная технология способствовала повышению уровня механических свойств отливок: временного сопротивления разрыву на 14 – 22 %, относительного удлинения на 32 – 75 %.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термоскоростная обработка, расплав, отливка, механические свойства, газифицируемые модели, ресурсосберегающая технология.

E-MAIL: deev.vb@mail.ru

В промышленных условиях литья для снижения микронеоднородности металлических расплавов при использовании низкосортной шихты применяют различные виды высокотемпературных перегревов. Однако достигнутое более однородное состояние расплава является обратимым и очень часто в промышленных технологиях литья оно может быть утеряно до момента заливки литейных форм. В основном, это связано с большим технологическим запаздыванием проводимых процессов.

Высокотемпературный тип структуры ближнего порядка расплава можно зафиксировать его быстрым охлаждением перед заливкой путем термоскоростной обработки (ТСО). Эффект последней связан с тем, что скорость структурных превращений в жидкой фазе достаточно низкая несмотря на сравнительно большие скорости процессов диффузии, поэтому быстрое охлаждение расплава может в значительной степени подавлять трансформацию кластеров.

Термоскоростная обработка расплава оказывает эффективное модифицирующее влияние на алюминиевые сплавы [1 – 4]. Получение мелкозернистой структуры алюминиевых сплавов с помощью ТСО является важным резервом повышения механических свойств отливок.

В последние годы отмечены [4 – 6] многочисленные положительные эффекты влияния мелкозернистого возврата на свойства получаемых алюминиевых сплавов при различных его добавках в расплав. Такие добавки (в количестве от 5 до 100 %) использовали либо как затравочные перед разливкой расплава, либо сразу загрузили в печь вместе с основной шихтой. При этом

механические, литейные и служебные свойства сплавов значительно улучшались.

Таким образом, проблему ускоренного охлаждения расплава после высокотемпературного перегрева (и выдержки) до температуры рафинирования или заливки в литейные формы (с целью фиксации эффекта перегрева) можно решать с помощью добавок мелкозернистого возврата, соответствующего составу получаемого сплава, т.е. реализовать термоскоростную обработку. Увеличение скорости охлаждения расплава происходит за счет того, что добавки мелкозернистых материалов выступают в качестве плавящихся микрохолодильников. Они также создают модифицирующий эффект, внося большое количество потенциальных центров кристаллизации (микронеоднородностей меньших масштабов и активированных нерастворимых примесей). В качестве мелкозернистого возврата целесообразно использовать как специально приготовленную шихтовую заготовку, так и отходы и возврат кокильного литья. Также в качестве добавок твердой шихты для охлаждения расплава можно применять чушковые сплавы, соответствующие получаемым по химическому составу.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния термоскоростной обработки расплава на механические свойства тонкостенных корпусных отливок из алюминиевых сплавов АК7, АК12, АК9М2 (ГОСТ 1583 – 93), полученных литьем по газифицируемым моделям в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения».

При реализации ресурсосберегающей технологии шихтовые материалы включали для каждой марки исследуемых сплавов около 10 – 15 % чушкового сплава,

около 85 – 90 % возврата и отходов аналогичного состава. Плавки проводили в печи ИСТ-0,16. Термоскоростная обработка заключалась в следующем: расплавливали возврат и отходы, расплав перегревали до температуры 980 – 1000 °С и выдерживали около 5 – 6 мин; далее расплав охлаждали до 880 – 890 °С первой (предварительно теплофизически рассчитанной и апробированной экспериментально в лабораторных условиях) порцией чушкового сплава; после проводили охлаждение расплава до температуры заливки 820 – 830 °С второй (также предварительно рассчитанной) порцией чушкового сплава. Рафинирование осуществляли через сетку ССФ-0,6 при заливке в литейную форму.

При изготовлении газифицируемых моделей для будущих отливок и образцов для исследования механических свойств использовался полистирол фирмы STYROCHEM. Готовые модельные блоки с помощью специального устройства помещали вертикально в подвешенном состоянии в опоку размером 700×700×700 мм. Устройство для вертикального размещения модельных блоков состояло из передвижной станины, вертикальной и горизонтальной стоек, а также передвижной рейки. Засыпку песка в опоку проводили одновременно с ее вибрацией, которую осуществляли на опоке посредством закрепленных на ней двух электрических вибраторов мощностью 3000 об/мин. Частота вибрации составляла примерно 36 Гц. Затем опоку накрывали пленкой, размещали заливочное устройство (состоящее из горизонтальной рамки с пазами и двух цилиндрических емкостей, устанавливаемых через пазы в рамку), вакуумировали литейную форму и производили заливку расплава. После охлаждения осуществляли выбивку отливок, опилровку, пескоструйную зачистку. Механические свойства изучали на образцах (согласно ГОСТ 1583 – 93), изготовленных из залитых по газифицируемым моделям проб.

Влияние технологии ТСО на механические свойства (временное сопротивление разрыву σ_b , относительное удлинение δ) сплавов АК7, АК12, АК9М2 показано ниже:

σ_b , МПа	δ , %
<i>Сплав АК7</i>	
174 – 185	2,2 – 2,6
203 – 210	3,3 – 3,5
<i>Сплав АК12</i>	
181 – 190	4,1 – 4,5
214 – 220	6,7 – 7,2
<i>Сплав АК9М2</i>	
200 – 207	1,5 – 1,8
227 – 233	2,1 – 2,3

П р и м е ч а н и е. Числитель – существующая технология плавки, знаменатель – ТСО.

Также приведены механические свойства сплавов, полученных по существующей на предприятии технологии плавки, которая заключалась в том, что высокотемпературный перегрев не проводили, а перегревали расплавы только до 880 – 890 °С, при этом до температуры заливки (820 – 830 °С) расплав охлаждался вместе с печью. Заливку в литейную форму также осуществляли через сетку ССФ-0,6.

Согласно представленным данным, механические свойства образцов у всех исследуемых сплавов после ТСО, по сравнению со сплавами, полученными по существующей технологии, величина σ_b повысилась (в среднем) на 14 – 22 %, δ – на 32 – 75 %.

Внедрение технологии ТСО в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения» при выплавке сплавов АК7, АК12, АК9М2 и изготовлении тонкостенного корпусного литья по газифицируемым моделям позволило получить за счет снижения (до 10 – 15 % в завалке) расхода чушковых материалов существенный экономический эффект.

Достоинством технологии ТСО является то, что она может успешно применяться в литейных и машиностроительных цехах при плавке алюминиевых сплавов для отливок, получаемых различными способами литья (в песчаные формы, в кокиль, по газифицируемым моделям и др.). При этом за счет модифицирующего эффекта рассматриваемой обработки обеспечивается повышение комплекса механических и служебных свойств литых изделий. При реализации предлагаемой технологии в шихте возможно использовать до 90 % вторичных материалов собственного производства. Недостатком технологии ТСО является то, что оптимальные режимы перегрева и количество добавляемой твердой мелкозернистой шихты необходимо определять экспериментально в каждом конкретном случае производства. И кроме того, не все плавильные агрегаты, применяемые при производстве алюминиевых отливок, могут обеспечить требуемые температуры перегрева расплава.

Выводы. Разработана и реализована в производственных условиях ресурсосберегающая технология получения алюминиевых сплавов для корпусного тонкостенного литья по газифицируемым моделям, включающая термоскоростную обработку расплава, которая способствовала повышению уровня механических свойств отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хосен Ри, Ри Э.Х., Химухин С.Н. и др. // Литейщик России. 2010. № 8. С. 12 – 14.
2. Хосен Ри, Ри Э.Х., Химухин С.Н. и др. // Литейщик России. 2010. № 8. С. 27, 28.
3. Deev V.B., Degtyar V.A., Kutsenko A.I. etc. // Steel in Translation. 2007. Т. 37. № 12. С. 991 – 994.
4. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – М: Машиностроение-1, 2005. – 510 с.
5. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из

алюминиевых сплавов. Автореф. дисс. докт. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре, 2012. – 35 с.

6. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Мочалов С.П. и др. // Литейное производство. 2012. № 5. С. 16 – 18.

© 2014 г. В.Б. Деев, И.Ф. Селянин,
К.В. Пономарева, А.С. Юдин,
С.А. Цецорина
Поступила 27 декабря 2013 г.

THERMOSPEED MACHINING OF ALUMINUM ALLOYS BY GASIFIED MODULUS CASTING

*V.B. Deev*¹, *Dr. Eng., Professor*
*I.F. Selyanin*¹, *Dr. Eng., Professor*
*K.V. Ponomareva*¹, *Senior Lecturer*
*A.S. Yudin*², *Chief Technologist*
*S.A. Tsetsorina*¹, *Cand. Eng., Assist. Professor*

¹ Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

² «SPE Vector Engineering» (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: deev.vb@mail.ru

Abstract. The article presents the results of the development and implementation of resource technology in a production environment for producing aluminum alloys for casting thin-walled corps on gasified moduls including thermo-speed melt pro-cessing. This technique enhances the mechanical properties of castings – tensile strength 14 – 22 %, elongation 32 – 75 %.

Keywords: aluminium alloys, thermospeed machining, melt, casting, mechanical properties, gasified modulus, resource-conscious production technologies.

REFERENCES

1. Hosen Ri, Ri Ed.H., Khimikhin S.N. etc. *Liteyschik Rossii*. 2010. № 8. Pp. 12 – 14.
2. Hosen Ri, Ri Ed.H., Khimikhin S.N. etc. *Liteyschik Rossii*. 2010. № 8. Pp. 27, 28.
3. Deev V.B., Degtyar V.A., Kutsenko A.I. etc. *Steel in Translation*. 2007. Vol. 37. № 12. Pp. 991 – 994.
4. Nikitin V.I., Nikitin K.V. *Nasledstvennost' v litikh splavakh*. (Heredity in cast alloys). Moscow: Mashinostroenie-1, 2005. 510 p.
5. Deev V.B. *Razvitie nauchnikh osnov teplovikh i elektromagnitnikh vozdeystviy na rasplavi i razrabotka resursoberegayushchikh tekhnologiy polucheniya visokokachestvennikh otlivok iz aluminiyevikh splavov* (Development of scientific basis of thermal and electromagnetic effects on the development of resource melts and technologies to produce high quality castings of aluminum alloys). Avtoref. diss. dokt. tekhn. nauk. Komsomolsk-na-Amure, 2012. 35 p.
6. Deev V.B., Selyanin I.F., Mochalov S.P. etc. *Liteynoe proizvodstvo*. 2012. № 5. Pp. 16 – 18.

Received December 27, 2013

УДК 669.018.8

НЕОДНОРОДНОСТЬ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ*

М.В. Темлянецв, *д.т.н., профессор*
М.В. Филиппова, *к.т.н., доцент*
В.Н. Перетяцько, *д.т.н., профессор*
С.В. Коновалов, *д.т.н., профессор*

Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. С использованием установки высокотемпературной металлографии проведено исследование неравномерности деформации стали марки 08X18H10T с содержанием δ-феррита 28 %. Установлено, что средняя величина деформации феррита больше, чем аустенита и эта разность увеличивается с ростом температуры. С повышением последней увеличивается проскальзывание по межфазным границам. Отношение горячей микротвердости δ-феррита к таковой аустениту уменьшается с повышением температуры испытания.

Ключевые слова: деформация, феррит, аустенит, неравномерность деформаций, границы зерен, нержавеющая сталь, аустенитная сталь.

E-MAIL: filippova_mv@mail.ru

В нержавеющей аустенитных сталях типа 18-8 наличие второй фазы считается одной из причин низких технологических характеристик. Основным фактором, который снижает пластические свойства металла, является неоднородность деформации [1].

В настоящей работе проведено исследование неоднородности деформации при растяжении стали марки 08X18H10T в интервале температур 700 – 1000 °С. Испытания проводили на образцах после предварительной термической обработки, которая позволила получить в аустенитной стали 08X18H10T значительное (до 45 %) количество второй ферритной фазы.

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ на 2014 – 2015 гг. (гос. контракт № 14-08-00686).

Неоднородность деформации изучали при помощи реперных точек и методом координатных сеток. Подготовка образцов для исследования заключалась в приготовлении микрошлифов на одной из его поверхностей и разметке рабочей зоны с помощью алмазной пирамиды прибора ПМТ-3 для измерения твердости. Для испытания образец крепили в вакуумной камере установки ИМАШ-20-75 «Ала-Тоо» к захватам растягивающего устройства с помощью планок. К боковой поверхности образца приваривали спай платина-платинородиевой термодпары. Откачку воздуха из камеры проводили до остаточного давления $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. ($6,7 \cdot 10^{-3}$ Па). Нагрев образца до температуры 700 – 1000 °С осуществляли за счет теплового действия пропускаемого через него тока промышленной частоты.

Точность поддержания температуры составляла ± 5 °С. Образцы растягивали до деформации 20 – 30 % со скоростью $3,2 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ [2].

В ходе растяжения образцов в вакуумной камере установки высокотемпературной металлографии проводили фотографирование формоизменения координатной сетки при различных степенях деформации.

В направлении растяжения определяли степень деформации микроучастков $\epsilon = (l - l_0)/l_0$, где l и l_0 – размер между реперными точками до и после деформации.

Анализировали три группы:

- микроучастки, которые находятся полностью в зерне аустенита;
- микроучастки, которые находятся полностью в зерне δ -феррита;
- участки, через середину которых проходила межфазная граница.

Деформация на участках первой и второй групп характеризует соответственно пластическую деформацию в зернах аустенита и δ -феррита. Третья группа микроучастков выделялась для оценки межфазных сдвигов.

Для микроучастков каждого типа проводили статистическую обработку результатов с определением средней деформации ϵ_a , ϵ_ϕ , и $\epsilon_{a\phi}$ и среднеквадратичного отклонения S .

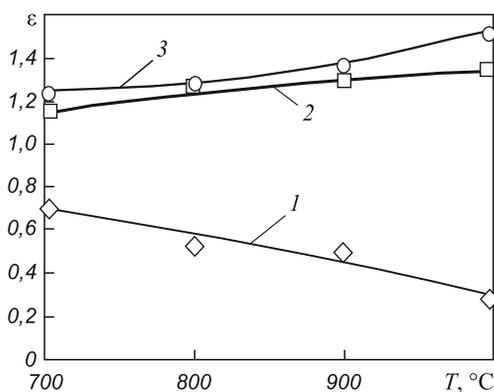


Рис. 1. Температурная зависимость относительной деформации: 1 – аустенита; 2 – межфазных границ; 3 – феррита

Абсолютная погрешность определения деформации микроучастков при доверительной вероятности 0,90 равна в среднем 0,01. При обработке экспериментальных данных определяли величину относительной деформации m по следующим уравнениям:

$$m_a = \epsilon_a / \epsilon; \quad m_{a\phi} = \epsilon_{a\phi} / \epsilon; \quad m_\phi = \epsilon_\phi / \epsilon,$$

где m_a , $m_{a\phi}$ и m_ϕ – относительная доля деформации аустенита, граничных участков и феррита в общей деформации.

Результаты исследований неоднородности пластической деформации стали марки 08X18H10T приведены на рис. 1, из которого видно, что с повышением температуры относительная деформация аустенита уменьшается в 2,6 раза, δ -феррита – увеличивается в 1,23 раза и по межфазным границам – в 1,17 раз. Можно также отметить, что при температуре 700 °С δ -феррит деформирован в 1,7 раза больше, чем аустенит, а уже при температуре 1000 °С – в 5,6 раза.

Как было отмечено, в третью группу входили участки, через середину которых проходила межфазная граница. Суммарная деформация такого участка без проскальзывания на границе будет равна $(\epsilon_\phi + \epsilon_a)/2$. Если проскальзывание по границе фаз вносит вклад в деформацию микроучастка, то $\epsilon_{a\phi} > (\epsilon_\phi + \epsilon_a)$. Как видно из рис. 2, с увеличением температуры возрастает интенсивность сдвигов по границам фаз.

Сопротивление деформации зерен δ -феррита и аустенита при температурах 700 – 1000 °С оценивали по величине H_ϕ/H_a [3], где H_ϕ и H_a – микротвердость δ -феррита и аустенита соответственно.

Измерение горячей микротвердости δ -феррита и аустенита проводили на установке ИМАШ-9-66. Полированный образец из стали 08X18H10T помещали в вакуумную камеру, из которой откачивали воздух до давления $(6 - 7) \cdot 10^{-3}$ Па. Нагрев образцов до температуры 700 – 1000 °С осуществляли за счет теплового действия пропускаемого через образец электрического тока промышленной частоты.

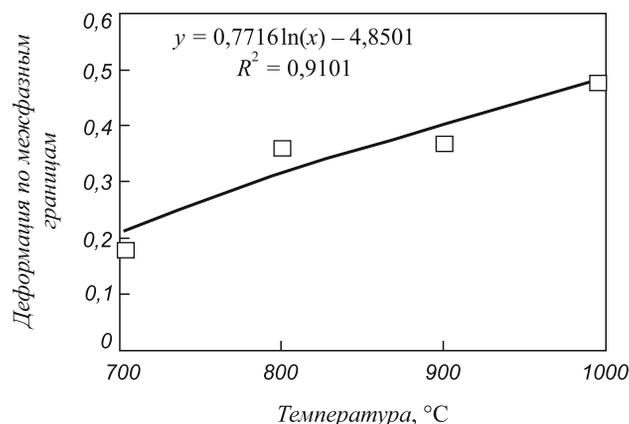


Рис. 2. Температурная зависимость относительной деформации по границам зерен аустенита и феррита

На поверхность образца, нагретого до температуры испытания, в местах расположения зерен δ-феррита и аустенита наносили по 10 отпечатков индентером. Нагрузка на индентер составляла 0,1 Н. Результаты статистической обработки эксперимента приведены на рис. 3, из которого видно, что при высоких температурах микротвердость δ-ферритных зерен меньше, чем аустенитных. С повышением температуры отношение микротвердостей δ-феррита и аустенита уменьшается.

Характер температурной зависимости отношения средних деформаций δ-феррита и аустенита аналогичен изменению отношения их горячих микротвердостей.

Таким образом, неравномерность горячей деформации по фазам стали 08X18N10T обусловлена разностью сопротивления деформации фаз аустенита и δ-феррита [4].

Проскальзывание по высокоугловым границам осуществляется за счет движения зернограницных дислокаций или их комплексов, одна из дислокаций в которых является «сидячей». Увеличение температуры облегчает возврат структуры границ за счет диффузионно-скользящего перемещения зернограницных дислокаций. При этом происходит аннигиляция дислокаций противоположного знака и движением зернограницных дислокаций одного знака к стокам, что вызывает проскальзывание по границам δ-феррита и аустенита.

Выводы. Горячая деформация стали 08X18N10T неоднородна и характеризуется тем, что δ-феррит деформируется сильнее, чем аустенит. Отношение средних деформаций δ-феррита и аустенита уменьшается с увеличением температуры и общей деформации образца.

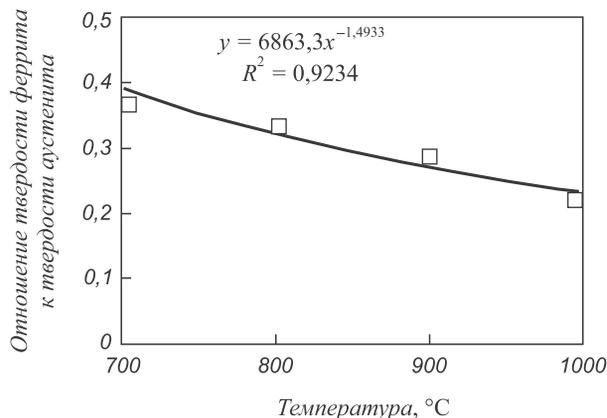


Рис. 3. Температурная зависимость отношения твердости феррита к твердости аустенита

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ларичева Л.П., Перетятыко В.Н., Ростовцев А.Н., Левиус А.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 4. С. 79 – 83.
2. Лозинский М.Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах. – М.: Металлургиздат, 1963. – 536 с.
3. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
4. Развитие теории и практики металлургических технологий: монография: в 3-х т. / Под ред. В.Н. Перетятыко, Е.В. Протопопова, И.Ф. Селянина. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетятыко, М.В. Темлянец, М.В. Филиппова. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.

© 2014 г. М.В. Темлянец, М.В. Филиппова, В.Н. Перетятыко, С.В. Коновалов
Поступила 25 февраля 2014 г.

HOT DEFORMATION INHOMOGENEITY OF AUSTENITIC STEEL

M.V. Temlyantsev, Dr. Eng., Professor
M.V. Filippova, Cand. Eng., Assist. Professor
V.N. Peretyatko, Dr. Eng., Professor
S.V. Konovalov, Dr. Eng., Professor

Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: filippova_mv@mail.ru

Abstract. Using the installation of high-metallography, the irregularity of deformation of steel 08Cr18Ni10Ti with the content – 28 % of ferrite has been investigated. It has been established that the average amount of ferrite deformation is greater than the austenite one; and this difference increases with the temperature rise. With the temperature rise increases the slippage on interphase boundaries. The ratio of hot microhardness of δ-ferrite to austenite decreases with the increase of test temperature.

Keywords: deformation, ferrite, austenite, irregularity of deformation, grain boundaries, stainless steel, austenitic steel.

REFERENCES

1. Laricheva L.P., Peretyat'ko V.N., Rostovtsev A.N., Levius A.M. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 1987. № 4. Pp. 79 – 83.
2. Lozinskiy M.G. *Stroenie i svoystva metallov i splavov pri vysokokh temperaturakh* (Structure and properties of metals and alloys at high temperatures). Moscow: Metallurgizdat, 1963. 536 p.
3. Grigorovich V.K. *Tvyordost' i mikrotvordost' metallov* (Hardness and microhardness of metals). Moscow: Nauka, 1976. 230 p.
4. *Razvitie teorii i praktiki metallurgicheskikh tekhnologiy: monografiya: v 3-kh t* (The theory and practice of metallurgical technologies: Monography: 3 Vols). *Pod red. V.N. Peretyat'ko, E.V. Protopyova, I.F. Selyanina. Vol. 2. Plastichnost' i razrushenie stali v protsessakh nagreva i obrabotki davleniem*. V.N. Peretyat'ko, M.V. Temlyantsev, M.V. Filippova. Moscow: Teplotekhnika, 2010. 352 p.

Received February 25, 2014

УДК 669.184.244.62

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ КИСЛОРОДОМ И НЕЙТРАЛЬНЫМ ГАЗОМ*

С.В. Фейлер¹, к.т.н., доцент
Е.В. Протопопов¹, д.т.н., профессор
А.Г. Чернятевич², д.т.н., профессор

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

² Днепропетровский государственный технический университет (Днепропетровск, Украина)

Аннотация. Выполнен сравнительный анализ существующих технологий комбинированной продувки металла в конвертерах, выявлены недостатки рассмотренных технологических вариантов. Предложена новая технология комбинированной продувки конвертерной ванны с подачей в рабочее пространство агрегата разноимпульсных струй кислорода и нейтрального газа через верхнюю двухъярусную фурму и нейтрального газа через донные дутьевые устройства.

Ключевые слова: конвертер, комбинированная продувка, верхняя двухъярусная фурма, кислород, нейтральный газ, донные фурмы.

E-MAIL: feyler@rdtc.ru

На современном этапе развития конвертерного производства в качестве важнейших перспективных разработок последних десятилетий можно выделить внедрение технологий комбинированной продувки и нанесения защитных огнеупорных покрытий на футеровку агрегата для увеличения продолжительности кампании.

В последние годы в мировой практике техническое перевооружение кислородно-конвертерного процесса реализуется в направлении приобретения лицензии и установки «под ключ» зарубежного оборудования по внедрению технологии комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом сверху и нейтральным перемешивающим газом через днище [1 – 3].

Внедренная австрийской фирмой «VAI» на ряде металлургических предприятий России (ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат», ОАО «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат») и Украины (ПАО «Алчевский металлургический комбинат») технология комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом сверху через обычную многосопловую фурму и нейтральным газом (азотом, аргоном) через донные многоканальные пробки [1 – 3] имеет ряд преимуществ (более спокойный ход продувки, улучшение перемешивания ванны со снижением окисленности металла и шлака и т.д.), но, к сожалению, характеризуется следующими недостатками:

– для верхней продувки ванны конвертеров емкостью 160 и 330 т с расходом кислорода соответственно 500 и 1050 – 1200 м³/мин применяются кислородные фурмы классической конструкции с литыми наконечниками немецкой фирмы «Impact» (рис. 1), содержащими шесть сопел Лаваля, расположенными по кругу

под углом (α) наклона к вертикальной оси фурмы 14, 17 и 20°. Используемые наконечники достигли своего конструктивного совершенства с точки зрения повышения стойкости и снижения трудозатрат на их замену в процессе эксплуатации. Вместе с тем эти наконечники не позволяют обеспечить совершенствования технологии в отношении улучшения теплового баланса конвертерной плавки, хода шлакообразования, удаления фосфора при повышенном содержании углерода в металлическом расплаве [1 – 3];

– интенсифицируется заматалливание технологического оборудования (ствола кислородной фурмы, горловины конвертера и экранных поверхностей камина) вследствие выноса капель металла из зоны продувки из-за более продолжительного периода операции в режиме «сварачивания» шлака, особенно при содержании в последнем более 8 % оксида магния. Удаление металлошлаковых настывей с кислородной фурмы и вынужденный переход на продувку с полным дожиганием отходящих газов для удаления настывей с экранных поверхностей камина сопровождаются снижением производительности конвертера, стойкости кислородных фурм, разрушением футеровки конической части агрегата и ускоренным износом горловины;

– существенно осложняется технология нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертеров и особенно уход за днищем с целью предотвращения его износа и обеспечения работоспособности донных фурм (многоканальных огнеупорных пробок) для подачи азота и аргона с расходом 0,2 – 1,7 м³/мин через одну продувочную пробку;

– ускоренный износ днища и части донных продувочных пробок, поврежденных при загрузке лома или «запечатывании» высокомагнезиальным конечным шлаком при его раздувке приводит к прекращению

* Работа выполнена в СибГИУ по государственному заданию Минобрнауки России, проект 2556.

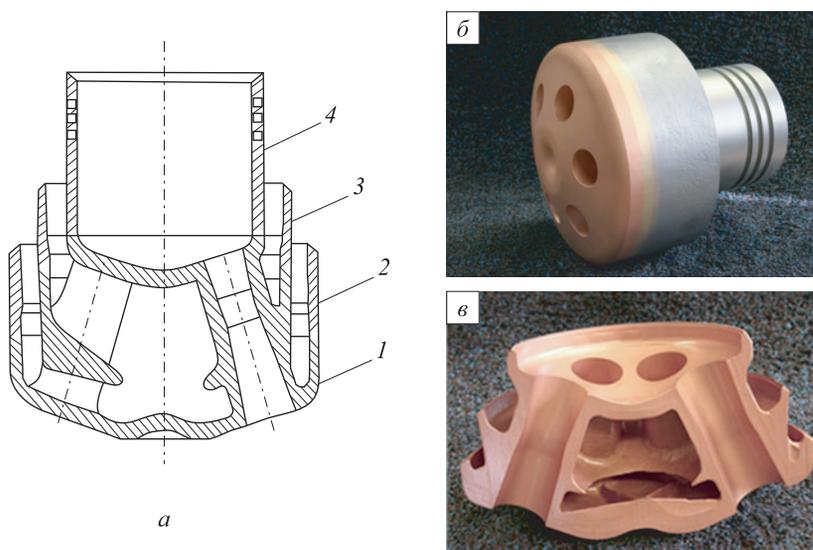


Рис. 1. Конструкция (а) и внешний вид (б, в) наконечника фирмы «Impact»:

1 – литой сопловой блок; 2 – соединительная вставка с наружной трубой отвода воды; 3 – соединительная вставка с промежуточной трубой подвода воды; 4 – соединительная вставка с центральной трубой подвода кислорода

кампании с комбинированной продувкой и переводом работы агрегата на классическую верхнюю продувку.

Для решения отмеченных проблем в настоящее время актуально разработать новые конструкции фурменных устройств и технологию продувки конвертерной ванны с подачей регулируемых потоков кислорода и нейтрального газа, обеспечивающих более высокие технологические и технико-экономические показатели процесса.

В недавнем прошлом значительным достижением в разработке конструкции дутьевого устройства и совершенствовании технологии верхней продувки конвертерной ванны явилось применение на конвертерах емкостью 130 т металлургического завода «Криворожсталь» двухъярусной фурмы [4 – 6], обеспечивающей регулируемую подачу в рабочее пространство агрегата и взаимодействие с конвертерной ванной разноимпульсных сверх- и дозвуковых кислородных струй. По замыслу разработчиков [4, 5] основной целью технического решения являлось улучшение теплового баланса плавки, более гибкое управление ходом шлакообразования и продувки конвертерной ванны за счет оптимального перераспределения вдуваемых кислородных потоков на реакции в металлической, шлаковой и газовой фазах рабочего объема конвертера. Разработанная конструкция двухъярусной фурмы и технология продувки конвертерной ванны при расходе кислорода через сопла верхнего и нижнего ярусов соответственно 100 – 150 и 450 м³/мин позволили интенсифицировать процессы продувки и шлакообразования, увеличить производительность конвертеров благодаря сокращению длительности продувки и увеличению доли перерабатываемого металлолома до 30 % за счет дожигания оксида углерода отходящих газов [4, 5]. При этом был зафиксирован значительный опережающий локальный

износ цилиндрической и верхней конической частей футеровки конвертера, что является серьезным недостатком технологии [4 – 6].

При освоении отечественной технологии комбинированной продувки на 160-т конвертерах Западно-Сибирского металлургического комбината (ЗСМК) [7 – 9], предусматривающей верхнюю продувку ванны двумя регулируемыми потоками основного (300 – 350 м³/мин) и дополнительного (50 – 100 м³/мин) кислорода через двухъярусную фурму и подачу через десять донных одноканальных фурм с каналом диам. 6 – 8 мм нейтральных газов (азота, аргона) с расходом 6 – 16 м³/мин, удалось за счет дополнительного управляющего воздействия (изменения интенсивности донного дутья) более эффективно управлять ходом продувки и шлакообразования с точки зрения предотвращения интенсивного вспенивания шлакометаллической эмульсии и выбросов, повышения степени дожигания отходящих газов, снижения окисленности конечного металла и шлака.

Двухъярусная фурма конструкции ЗСМК и Института черной металлургии (ИЧМ) (Украина), имеющая в нижнем ярусе четыре сопла Лавалья с критическим диам. ($d_{кр}$) 35 мм, расположенных под углом (α_1) 15° к вертикали, а в верхнем ярусе, удаленном на 2,5 м от нижнего, – шесть овальных щелевых сопел размерами 19×44 мм под углом (α_3) 30°, отработанный режим дутья и присадок сыпучих материалов обеспечили [7 – 9]:

- снижение расхода чугуна, извести и плавикового шпата на 35 – 40, 4 – 5 и 0,8 кг/т стали соответственно;
- повышение выхода жидкой стали на 0,5 %;
- предотвращение интенсивного заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера.

Вместе с тем внедрение такой технологии не обеспечило снижения интенсивного износа футеровки цилиндрической и верхней конической частей конвертера,

а также надлежащей стойкости днища и донных фурм в отсутствии индивидуальной подачи и регулирования нейтрального газа на каждую фурму. Из-за ускоренного локального износа верхней части футеровки конвертера после 150 – 180 плавов приходилось выводить из эксплуатации двухъярусную фурму и переходить на продувку с использованием обычной пятисопловой фурмы, обеспечивающей расход кислорода 380 – 400 м³/мин.

В качестве альтернативных решений совместными усилиями сотрудников ЗСМК, Днепродзержинского индустриального и Сибирского металлургического институтов были внедрены следующие мероприятия по повышению эффективности комбинированной продувки ванны конвертеров емкостью 160 т [10 – 16]:

– с целью освоения нового способа выплавки стали в конвертере [10] модернизирована система подачи технологических газов к верхней фурме (рис. 2), что обеспечило возможность осуществления продувки конвертерной ванны через двухъярусную или двухконтурную фурму двумя регулируемым потоками основного и дополнительного кислорода с возможностью регулируемой подачи нейтрального газа в потоке дополнительного кислорода, вплоть до его полного замещения;

– в соответствии с разработанной методикой [11, 12] спроектированы, изготовлены и проверены в продолжительной работе 12-и и 36-и каналные наконечники с двухрядным расположением сопел в двухконтурной фурме (рис. 2) [13 – 16]. В 12-и каналном наконечнике внутренний ряд сопел выполнен в составе четырех сопел Лаваля ($d_{кр} = 35$ мм, $\alpha_1 = 15^\circ$), что обеспечивает «жесткую» продувку конвертерной ванны сверхзвуковыми струями с расходом основного кислорода 300 – 350 м³/мин с целью интенсификации обезуглероживания и расплавления металлолома. Восемь овальных щелевых сопел, размещенных в наружном ряду наконечника под углом $\alpha_2 = 30^\circ$, обеспечивали при

расходе дополнительного кислорода 50 – 100 м³/мин значительный по площади дозвуковой поток, направленный на дожигание оксида углерода до диоксида в места канального выхода СО на поверхность ванны из отдельных реакционных зон, ускоренную наводку шлака и благоприятные условия протекания реакций дефосфорации и десульфурации расплава.

Более совершенная конструкция 36-и каналного наконечника позволяла посредством центральной группы сверхзвуковых струй, формируемых при расходе основного кислорода в количестве 300 – 350 м³/мин четырьмя соплами Лаваля ($d_{кр} = 35$ мм, $\alpha_1 = 12^\circ$) внутреннего ряда, создать объединенную реакционную зону интенсивного выделения оксида углерода с диам. $D_{р.з}^{общ}$ на поверхности металлической ванны (рис. 3, а). При этом за счет направленных дозвуковых струй наружного ряда, истекающих при расходе дополнительного кислорода 50 – 100 м³/мин через 32 цилиндрических сопла под углом $\alpha_2 = 30^\circ$, осуществлялось дожигание оксида углерода до его диоксида в «свищевом» потоке отходящих из реакционной зоны через слой вспененного шлака газов при подавлении интенсивного выноса капель металла и шлака;

– для донного перемешивания конвертерной ванны нейтральными газами с расходом 6 – 16 м³/мин использовали 8 – 10 одноканальных огнеупорных блоков производства Всесоюзного института огнеупоров и комбината «Магнезит» при расположении по контуру сегмента окружности, диаметр которой составляет 0,45 – 0,50 общего диаметра днища.

Отработанный и внедренный режим комбинированной продувки через двухконтурную фурму с 36-и каналным наконечником [13] по сравнению с обычной фурмой обеспечил повышение показателя дожигания отходящих газов на 10 – 15 %, снижение расхода чугуна и извести в пределах 10 – 18 и 0,8 – 2,3 кг/т стали со-

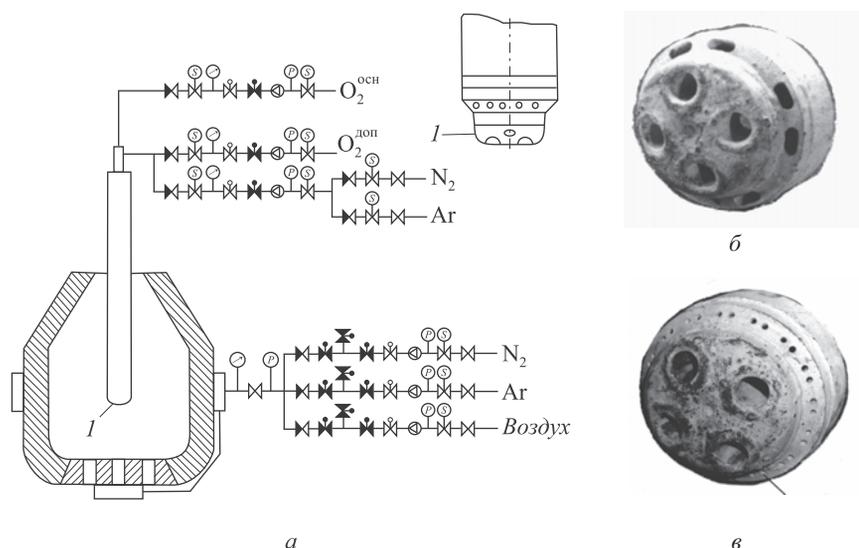


Рис. 2. Схема (а) оснащения 160-т конвертеров ЗСМК регулируемым подводом технологических газов и двухконтурной фурмой с 12-и (б) и 36-и (в) сопловыми наконечниками

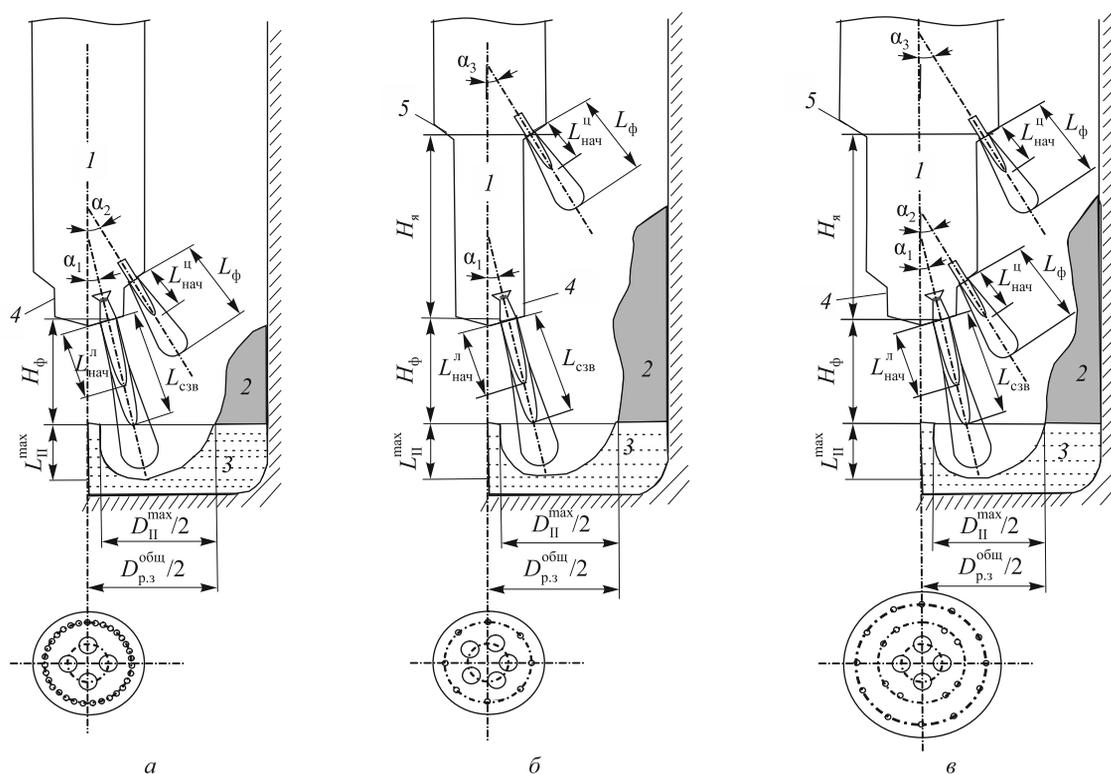


Рис. 3. Схема продувки конвертерной ванны с дожиганием отходящих газов при использовании двухконтурной (а), двухъярусной (б) и двухконтурной двухъярусной (в) фурм:
 1 – фурма; 2 – шлак; 3 – металл; 4 – нижняя головка; 5 – верхний сопловый блок

ответственно. При этом был решен важнейший вопрос предотвращения локального износа цилиндрической и верхней конической частей футеровки конвертера, фиксируемый при использовании двухъярусной фурмы.

Применение двухконтурной фурмы с подачей нейтрального газа в количестве 5,0 – 7,5 % расхода окислительного газа в потоке дополнительного кислорода позволило обеспечить экономию чугуна и извести соответственно на 30,7 и 7,1 кг/т стали [14].

Внедрение других вариантов технологии комбинированной продувки в условиях ЗСМК [10, 15] позволило значительно расширить функциональные возможности процесса и достигнуть улучшения по целому ряду показателей. Так, разработанная технология комбинированной продувки с подачей через конструкцию двухъярусной фурмы ЗСМК и ИЧМ основного потока кислорода (350 – 380 м³/мин) при кратковременном замещении дополнительного кислорода (20 – 55 м³/мин) на азот (20 – 60 м³/мин) в определенные периоды операции (рис. 3, б) с целью осаживания вспененного шлака при постоянном вдувании нейтрального газа через днище (6 – 8 м³/мин) позволила:

- более гибко управлять состоянием вспененного слоя шлакометаллической эмульсии с целью предотвращения выбросов, повышения эффективности дожигания отходящих газов, удаления фосфора и серы;
- снизить расход чугуна на 14,5 кг/т стали, содержание оксидов железа в шлаке на 0,5 %, а также повысить

остаточное содержание марганца на 0,02 – 0,05 % и выход годного на 0,8 %.

С распадом СССР отработанные и внедренные в свое время на 160-т конвертерах ЗСМК оборудование, дутьевые устройства и варианты технологии комбинированной продувки были выведены из эксплуатации [7 – 10, 13 – 16].

В настоящее время собственники металлургических предприятий в подавляющем большинстве покупают оборудование и технологии зарубежных фирм без технической экспертизы ведущих специалистов научно-исследовательских и проектных организаций СНГ [1 – 3]. Не принимаются во внимание результаты ранее выполненных и проверенных в опытно-промышленном масштабе в бывшем СССР разработок оборудования и технологий, направленных на повышение ресурсо- и энергосберегающей эффективности кислородно-конвертерного производства стали.

В соответствии с современными представлениями для эффективной работы агрегатов при нестабильных условиях шихтовки плавки, характерных для большинства конвертерных цехов стран СНГ, применяемый дутьевой и шлаковый режим операции должен обеспечивать:

- ускоренное растворение присадок извести и магnezияльных шлакообразующих материалов с наведением жидкоподвижного основного шлака по ходу продувки с оптимальным содержанием оксида магния и надле-

жащей окислительной, фосфор- и серопоглощающей способностью;

- спокойный, без интенсивных выбросов и выносов ход продувки с предотвращением образования металлошлаковых настывлей на стволе фурмы, горловине конвертера и экранных поверхностях котла-утилизатора;

- получение по окончании продувки железоуглеродистого полупродукта с требуемой температурой и концентрацией фосфора, а также шлака с повышенным до 8 – 14 % содержанием оксида магния, пригодным для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера.

В условиях работы агрегатов, использующих комбинированную продувку ванны и применяющих для повышения стойкости футеровки агрегатов технологию нанесения шлакового гарнисажа, желательным, по мнению авторов, для повышения ресурсо- и энергосберегающей эффективности кислородно-конвертерного процесса внедрить с учетом имеющегося опыта проверенные в промышленной эксплуатации разработки [13 – 16].

Прежде всего необходимо оснастить конвертерные агрегаты усовершенствованными конструкциями двухконтурных и/или двухъярусных фурм, системами подвода к ним двух регулируемых потоков кислорода с возможностью их полного замещения на азот. В результате появляется возможность обеспечить продувку конвертерной ванны в режиме глубокого проникновения в металлический расплав основных сверхзвуковых кислородных струй, истекающих из сопел Лавала цельноблочного наконечника двухконтурной или двухъярусной фурмы, при перекрытии торца последнего слоем вспененной шлакометаллической эмульсии. При этом интенсифицируются процессы растворения присаженного лома, обезуглероживания и перемешивания ванны. Одновременно дополнительными дозвуковыми кислородными струями, которые формируются цилиндрическими соплами, расположенными в наконечниках двухконтурной (рис. 3, а) или двухъярусной (рис. 3, в) фурм и в верхних сопловых блоках двухъярусных фурм (рис. 3, б, в), создается обширная и относительно низкоскоростная область кислородных потоков на пути встречного потока оксида углерода, преимущественно выходящего из реакционной зоны взаимодействия основных кислородных струй с расплавом. Эта область (в зависимости от высоты фурмы над ванной и расхода дополнительного кислорода) определяет режимы шлакообразования, подавления интенсивного выноса мелких капель металла и шлака в направлении ствола фурмы и горловины конвертера, дожигания отходящих газов без воздействия на футеровку верхней части агрегата.

В этой связи показателен пример работы ряда металлургических фирм США и Канады [17 – 20], где используют для верхней кислородной продувки ванны большегрузных конвертеров емкостью 220 т [18],

262 т [19] и 295 т [20] и раздувки конечного шлака азотными струями с целью нанесения на футеровку шлакового гарнисажа двухъярусные фурмы с так называемым разделенным основным кислородным потоком. При подаче кислорода на дожигание отходящих газов в количестве 3,0 – 3,5 % от общего через верхний ярус сопел, расположенный на расстоянии 1,8 – 2,0 м от торца наконечника, удается предотвратить интенсивное настывлеобразование на стволе фурмы, футеровке и горловине конвертера [17 – 20] и значительно уменьшить простои конвертеров, связанные с очисткой настывлей и заменой фурм. При этом по данным работ [19, 20] обеспечивается максимальная стойкость футеровки конвертеров 30 и 43 тыс. плавов.

Если при использовании двухконтурных и двухъярусных фурм замена основного потока кислорода на азот преследует своей целью организацию раздувки подготовленного конечного шлака сверхзвуковыми азотными струями для формирования защитного шлакового гарнисажа на футеровке конвертера, то посредством кратковременной подачи азота через верхний ярус сопел [15] при замещении потока дополнительного кислорода, можно в ходе продувки управлять вспениванием шлака и подавлением выбросов, а также предотвращать чрезмерное переокисление металла и шлака при глубоком «передувке» и при исправлении операции и додувках путем подачи через цилиндрические сопла азота с минимальным расходом, достаточным для предотвращения «запечатывания» сопел каплями металла и шлака.

Подход к оценке размеров образуемых реакционных зон при проектировании дутьевых устройств (L_{11}^{\max} , D_{11}^{\max} , $D_{p.3}^{\text{общ}}$) и структурных составляющих кислородных струй ($L_{\text{ф}}$, $L_{\text{сзв}}$, $L_{\text{нач}}^{\text{н}}$, $L_{\text{нач}}^{\text{п}}$), эффективности дожигания отходящих газов при предлагаемых (рис. 3) вариантах продувки конвертерной ванны отражен в работах [11, 12, 16, 21].

На основании приобретенного производственного опыта [11, 13 – 15] с учетом выявленных недостатков продувки через двухъярусную фурму с разделенным кислородным потоком [22] для условий работы 160-т конвертеров ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» предложен (в отличие от использовавшихся ранее вариантов [11, 13 – 15]), новый вариант комбинированной продувки (рис. 3, в) с использованием фурмы (рис. 4), которая обеспечивает вдувание дополнительного кислорода через цилиндрические сопла, размещенные на двух ярусах относительно торца наконечника.

В этом случае технологически обосновано и рекомендуется (рис. 4):

- обеспечить подвод к двухъярусной фурме двух регулируемых потоков (основного (350 – 400 м³/мин) и дополнительного (15 – 50 м³/мин)) кислорода с возможностью их полного замещения на азот с теми же расходами;
- оснастить конвертеры двухъярусной фурмой повышенной стойкости разработанной конструкции,

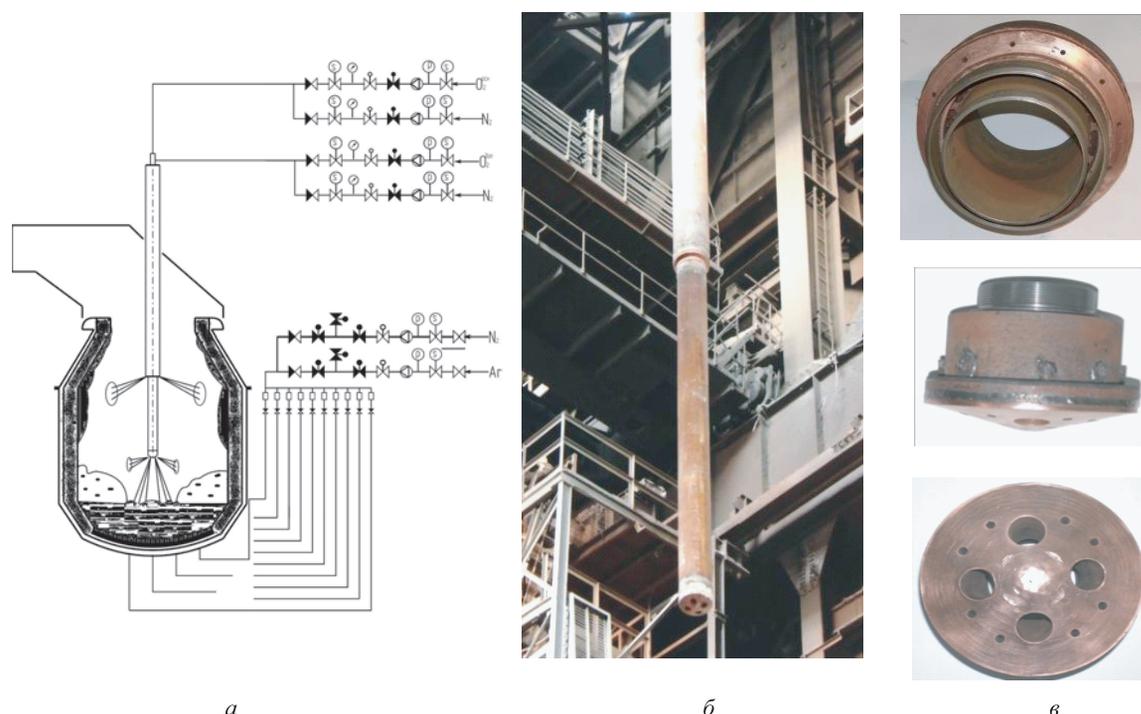


Рис. 4. Предлагаемая схема оснащения 160-т конвертеров регулируемым подводом технологических газов к верхней двухъярусной фурме и донным дутьевым устройствам (а), фото фурмы (б), верхнего 12-и соплового блока и нижнего 12-и соплового двухрядного наконечника (в)

включающей цельноточенный 12-и каналный наконечник [23] с двухрядным расположением четырех сопел Лавалья ($d_{кр} = 34 \text{ мм}$, $\alpha_1 = 12^\circ$) и восьми цилиндрических сопел ($d_{ц} = 8 \text{ мм}$, $\alpha_2 = 17^\circ$) и верхний цельноточенный 12-и каналный блок с цилиндрическими соплами ($d_{ц} = 8 \text{ мм}$, $\alpha_1 = 35^\circ$), расположенный на расстоянии 2,5 м от торца нижнего наконечника;

- оборудовать конвертеры современной системой регулируемого подвода к каждой донной фурме нейтральных перемешивающих газов (азота, аргона) и взамен многоканальных перейти на более дешевые и высокостойкие одноканальные дутьевые устройства [24].

Использование таких технических решений при выбранной начальной и рабочей высоте фурмы над ванной позволит обеспечить:

- более эффективно перераспределять вдуваемый кислород на реакции с металлической, шлаковой и газовой фазами рабочего пространства конвертера, интенсифицировать процессы формирования основного шлака с оптимальной окисленностью и содержанием оксида магния с точки зрения окисления фосфора;

- управлять уровнем ванны и организовать на протяжении большей части времени плавки спокойную продувку с частичным дожиганием отходящих газов в режиме при перекрытии вспененной шлакометаллической эмульсией нижнего наконечника фурмы с предотвращением интенсивных выбросов и «сварачивания» шлака;

- предотвратить интенсивное заметалливание ствoла фурмы, конической части футеровки и горловины конвертера, а также локальный износ футеровки при

предотвращении воздействия на футеровку высокотемпературных факелов дожигания;

- обеспечить снижение окисленности металла и шлака на окончательной стадии операции, особенно в случае вынужденных «додувок» плавки с целью обеспечения заданного состава и температуры расплава;

- обеспечить нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера посредством раздувки конечного шлака азотными струями, формируемыми соплами Лавалья нижнего наконечника при максимальном расходе азота и минимальной подаче азота через цилиндрические сопла верхнего яруса во избежание их «запечатывания» брызгами шлака.

В заключение следует отметить, что наряду с предложенной конструкцией двухъярусной фурмы (рис. 4) авторами разработана перспективная с точки зрения повышения эффективности комбинированной продувки конвертерной ванны кислородная фурма [25], приспособленная для вдувания в полость конвертера регулируемых потоков основного кислорода через сопла Лавалья нижнего двухрядного наконечника и дополнительного кислорода через цилиндрические сопла наконечника и верхнего яруса фурмы.

Выводы. Разработана и предложена к промышленному внедрению новая конструкция двухъярусной фурмы и технология комбинированной продувки кислородом и нейтральным газом ванны конвертеров емкостью 160 т, обеспечивающие повышение технологических и технико-экономических показателей плавки в сравнении с известными разработками.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ярошенко А.В., Суханов Ю.Ф., Долгих Ю.Н. // *Сталь*. 2008. № 8. С. 19–21.
2. Данилин Ю.А., Виноградов С.В., Мухранов Н.В., Герберт В. // *Бюл. «Черная металлургия». ОАО «Черметинформация»*. 2008. № 6. С. 51–53.
3. Смирнов Л.А., Бабенко А.А., Данилин Ю.А. и др. // *Сталь*. 2010. № 5. С. 43–45.
4. Баптизманский В.И., Куликов В.О., Китаев А.Т. и др. // *Экспресс-информация ЦНИИ и ТЭИ ЧМ*. 1974. Сер. 6. Вып. 3. С. 1–14.
5. Бондаренко В.В., Мелихов В.Г., Белин Ф.Т. и др. // *Бюл. ЦНИИ ЧМ*. 1974. № 15. С. 48–50.
6. Кудрина А.П., Никифоров Б.В., Китаев А.Т. и др. // *Огнеупоры*. 1974. № 1. С. 27–32.
7. Шнееров Я.А., Афонин С.З., Смоктий В.В. и др. // *Сталь*. 1985. № 11. С. 16–21.
8. Айзатулов Р.С., Смоктий В.В. // *Сталь*. 1986. № 10. С. 12, 13.
9. Смоктий В.В., Лапицкий В.В., Белокуров Э.С. *Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах*. – К.: Техніка, 1992. – 163 с.
10. А.с. 1337417 СССР. Способ выплавки стали в конвертере / А.Г. Чернятевич, Р.С. Айзатулов, Е.В. Протопопов и др. // *Открытие. Изобретения*. 1987. № 34. С. 94, 95.
11. Чернятевич А.Г., Протопопов Е.В. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1995. № 12. С. 13–17.
12. Чернятевич А.Г., Протопопов Е.В. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1991. № 6. С. 17–24.
13. Чернятевич А.Г., Айзатулов Р.С., Протопопов Е.В. и др. // *Черная металлургия. Бюл. НТИ*. 1988. № 7. С. 48–50.
14. Чернятевич А.Г., Айзатулов Р.С., Протопопов Е.В. и др. // *Сталь*. 1989. № 5. С. 20–23.
15. Чернятевич А.Г., Айзатулов Р.С., Протопопов Е.В. и др. // *Бюл. ЦНИИ и ТЭИ ЧМ*. 1989. № 12. С. 48, 49.
16. Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Мастеровенко Е.Л. и др. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1999. № 3. С. 30–35.
17. Rymarchuk N. Post Combustion Lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) Operations. – *Steelmaking Conference Proceedings*. 1998. P. 445–449.
18. Petrushka R., Manley S. Improvement in Oxygen Lance Life. – *Steelmaking Conference Proceedings*. 2000. P. 245–250.
19. Ughadpada K., Briglio S., Mohammed G. Production improvement of No. 2 BOSP at ESA // *Iron and Steel Technology*. 2010. № 11. P. 59–64.
20. Stone R.P., Neith D., Koester S. et al. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation // *AISTech Proceedings*. 2009. № 1. P. 737–747.
21. Величко А.Г., Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н. и др. // *Бюл. «Черная Металлургия». ОАО «Черметинформация»*. 2012. № 10. С. 48–53.
22. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Чернятевич И.В. и др. // *Теория и практика металлургии*. 2012. № 5–6. С. 76–85.
23. Мокринский А.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2005. № 12. С. 16–20.
24. Смоктий В.В., Шумахер Э.Э., Порохнявый В.Г. и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2013. № 4. С. 17–19.
25. Пат. 2063446 РФ. Кислородная фурма для продувки жидкого металла / Протопопов Е.В., Айзатулов Р.С., Соколов В.В. и др. Заявл. 21.03.1994. Оpubл. 10.07.1996. Бюл. № 19.

© 2014 г. С.В. Фейлер, Е.В. Протопопов,
А.Г. Чернятевич
Поступила 21 марта 2014 г.

THE IMPROVED TECHNOLOGY OF COMBINED BLOWING OF A CONVERTER BATH WITH OXYGEN AND INDIFFERENT GAS

*S.V. Feyler¹, Cand. Eng., Assist. Professor
E.V. Protopopov¹, Dr. Eng., Professor
A.G. Chernyatevich², Dr. Eng., Professor*

¹ Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

² Dneprodzerzhinsk State Technical University (Dneprodzerzhinsk, Ukraine)

E-MAIL: feyler@rdtc.ru

Abstract. A comparative analysis of existing combined blowing technologies of metal in converters has been performed, as well as shortcomings of the considered technological options have been revealed. The researchers offer a new technology of combined blowing of a converter bath with the supply into a workspace unit different pulse jets of oxygen and indifferent gas through the upper bunk lance and indifferent gas through the bottom blowing of devices.

Keywords: converter, combined blowing, upper bunk lance, oxygen, indifferent gas, bottom blowing.

REFERENCES

1. Yaroshenko A.V., Suhanov Yu.F., Dolgih Yu.N. *Stal'*. 2008. № 8. Pp. 19–21.
2. Danilin Yu.A., Vinogradov S.V., Mukhranov N.V., Gerbert V. *Byul. «Chernaya metallurgiya»*. ОАО «Chermetinformaciya». 2008. № 6. Pp. 51–53.
3. Smirnov L.A., Babenko A.A., Danilin Yu.A. etc. *Stal'*. 2010. № 5. Pp. 43–45.
4. Baptizmanskiy V.I., Kulikov V.O., Kitaev A.T. etc. *Ekspress-informaciya CNII i TYeI ChM*. 1974. Ser. 6. Issue. 3. Pp. 1–14.
5. Bondarenko V.V., Melikhov V.G., Belin F.T. etc. *Byul. CNII ChM*. 1974. № 15. Pp. 48–50.
6. Kudrina A.P., Nikiforov B.V., Kitaev A.T. etc. *Ogneupory*. 1974. № 1. Pp. 27–32.
7. Shneerov Ya.A., Afonin S.Z., Smoktiy V.V. etc. *Stal'*. 1985. № 11. Pp. 16–21.
8. Ayzatulov R.S., Smoktiy V.V. *Stal'*. 1986. № 10. Pp. 12, 13.
9. Smoktiy V.V., Lapickiy V.V., Belokurov Ye.S. *Kombinirovannye protsessi viplavki stali v konverterakh*. K.: Tehnika, 1992. 163 p.
10. Chernyatevich A.G., Ayzatulov R.S., Protopopov E.V. etc. *Sposob viplavki stali v konvertere*. Certificate of authorship of USSR № 1337417, 1987.
11. Chernyatevich A.G., Protopopov E.V. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 1995. № 12. Pp. 13–17.
12. Chernyatevich A.G., Protopopov E.V. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 1991. № 6. Pp. 17–24.

13. Chernyatevich A.G., Ayzatulov R.S., Protopopov E.V. etc. *Chernaya metallurgiya. Byul. NTL*. 1988. № 7. Pp. 48 – 50.
14. Chernyatevich A.G., Ayzatulov R.S., Protopopov E.V. etc. *Stal'*. 1989. № 5. Pp. 20 – 23.
15. Chernyatevich A.G., Ayzatulov R.S., Protopopov E.V. etc. *Byul. CNII i TYeI ChM*. 1989. № 12. Pp. 48, 49.
16. Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Masterovenko E.L. etc. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 1999. № 3. Pp. 30 – 35.
17. Rymarchyk N. Post Combustion Lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) Operations. *Steelmaking Conference Proceedings*. 1998. Pp. 445 – 449.
18. Petrushka R., Manley S. Improvement in Oxygen Lance Life. *Steelmaking Conference Proceedings*. 2000. Pp. 245 – 250.
19. Ughadpada K., Briglio S., Mohammed G. Production improvement of No. 2 BOSP at ESA. *Iron and Steel Technology*. 2010. № 11. Pp. 59 – 64.
20. Stone R.P., Neith D., Koester S. et al. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation. *AISTech Proceedings*. 2009. № 1. Pp. 737 – 747.
21. Velichko A.G., Chernyatevich A.G., Sigarev E.N. etc. *Byul. «Chernaya Metallurgiya». OAO «Chermetinformaciya»*. 2012. № 10. Pp. 48 – 53.
22. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Chernyatevich I.V. etc. *Teoriya i praktika metallurgii*. 2012. № 5 – 6. Pp. 76 – 85.
23. Mokrinskiy A.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2005. № 12. Pp. 16 – 20.
24. Smoktiy V.V., Shumaher Ye.Ye., Porohnyaviy V.G. etc. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2013. № 4. Pp. 17 – 19.
25. Protopopov E.V., Ayzatulov R.S., Sokolov V.V. etc. *Kislorodnaya furma dlya produvki zhidkogo metalla*. Patent RF № 2063446, 1984.

Received March 21, 2014

СТРУКТУРА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ УДАЛЕНИЯ ОКАЛИНЫ

Ю.Ф. Иванов^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, ст.н.с.

В.Е. Громов³, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой

Д.А. Косинов³, студент

С.В. Коновалов³, к.т.н., доцент

С.А. Баранникова⁴, д.ф.-м.н., ведущ. научн. сотрудник

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Томск, Россия)

² Институт сильноточной электроники СО РАН (Томск, Россия)

³ Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

⁴ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия)

Аннотация. Методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ структурно-фазовых изменений в низколегированной стали в процессе удаления окалины. Отмечено формирование полос с повышенным содержанием перлита, обусловленное ликвацией углерода.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, дислокационная субструктура, фазовый состав, пластическая деформация, окалина, плотность дислокаций.

E-MAIL: gromov@physics.sibsiu.ru

Листовой прокат является одним из основных материалов, потребляемых различными отраслями народного хозяйства. В процессе горячей прокатки и охлаждения поверхность горячекатаной полосы вследствие окисления при взаимодействии с окружающей средой покрывается окалиной, что отрицательно сказывается на потребительских свойствах. Постоянно возрастающие требования к качеству листового проката, его механическим свойствам выдвигают в число первоочередных задач выяснение природы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний при изготовлении, термической обработке и удалении окалины [1 – 3].

Цель настоящей работы – выявление и анализ структурно-фазовых изменений в низкоуглеродистой стали в процессе удаления окалины.

В качестве материала исследования использовали конструкционную сталь марки Ст08пс (0,05 – 0,11 % С; 0,05 – 0,17 % Si; 0,35 – 0,65 % Mn; до 0,25 % Ni; до 0,1 % Cr; до 0,25 % Cu; до 0,04 % S; до 0,035 % P; остальное железо (по массе)) [4]. Образцы стали Ст08пс для исследований вырезали из горячекатаных полос в состоянии поставки (после прокатки с температурой начала (1250 °С) и конца (860 – 890 °С) прокатки, сматывания в рулоны при температуре 670 °С и охлаждения на воздухе до комнатной температуры) и после удаления окалины с поверхности металла сначала механическим способом (путем перегиба полосы

между роликами с одновременным растяжением), а затем пропусканием через ванны с растворами серной кислоты. Исследования фазового состава и дефектной субструктуры образцов стали осуществляли методами оптической и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии ПЭМ [5, 6].

В результате термомеханической обработки в стали формируется поликристаллическая структура на основе α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Зерна α -фазы фрагментированы, т.е. разделены малоугловыми границами на области преимущественно неравноосной формы (рис. 1). Относительная площадь зерна, занятая фрагментами, составляет примерно 0,8.

Средние поперечные размеры фрагментов составляют $0,603 \pm 0,310$ мкм; интервал изменения поперечных размеров – от 0,3 до 1,5 мкм (рис. 2, а). Азимутальная

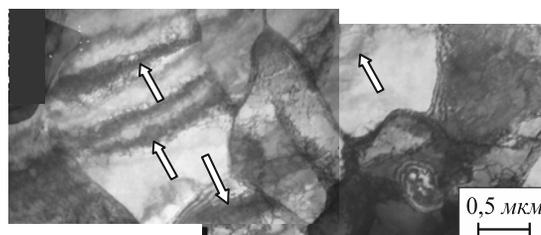


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали после прокатки (стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры)

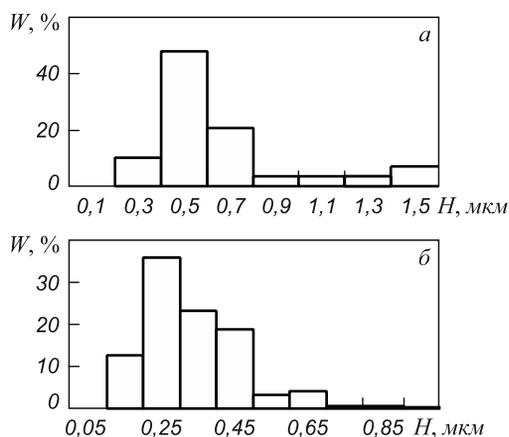


Рис. 2. Гистограммы поперечных размеров фрагментов стали после прокатки (а), а также после прокатки и удаления окалины (б)

составляющая угла полной разориентации фрагментов (Δ), определенная по относительному уширению рефлексов на микроэлектроннограммах [5], составляет 2,8°. В объеме фрагментов, а также в объеме зерен, не содержащих малоугловых границ, присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа (0,56 объема зерен) и хаотически распределенные дислокации (0,44 объема зерен). Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$, усредненная по всем типам субструктуры, составляет примерно $2,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

На электронно-микроскопических изображениях структуры стали присутствуют изгибные экстинкционные контуры (рис. 1). Наличие изгибных экстинкционных контуров указывает на изгиб-кручение кри-

сталлической решетки α -фазы, что, в свою очередь, свидетельствует о внутренних полях напряжений, формирующихся в стали в процессе термомеханической обработки [5 – 8]. Морфология изгибных экстинкционных контуров характеризует градиент изгиба-кручения кристаллической решетки материала, величина поперечного размера контуров – степень изгиба-кручения кристаллической решетки и амплитуду внутренних полей напряжений. В исследуемой стали контуры начинаются на границах раздела зерен и фрагментов. Следовательно, источниками кривизны-кручения материала (концентраторами напряжения) являются внутрифазные границы раздела. Статистический анализ изгибных экстинкционных контуров показал, что их средний поперечный размер $h \approx 190 \text{ нм}$. Плотность контуров (число контуров на единице площади изображения фольги) $\eta \approx 1,3 \cdot 10^5 \text{ мм}^{-2}$; отметим, что эта характеристика указывает на количество концентраторов напряжений в стали. В обобщенном виде рассмотренные выше параметры структуры листового проката стали Ст08пс представлены в табл. 1, 2.

Удаление окалины не приводит к существенному изменению структуры стали (рис. 3): зерна фрагментированы; в объеме фрагментов выявляется дислокационная сетчатая субструктура или хаотически распределенные дислокации; границы зерен и фрагментов являются источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры. Отличия в структуре стали после удаления окалины выявляются при количественном

Т а б л и ц а 1

Количественные характеристики субструктуры стали в состоянии после прокатки (1) и после прокатки и удаления окалины (2)

Состояние	Размеры фрагментов, мкм		$\langle \rho \rangle \cdot 10^{10}, \text{ см}^{-2}$	Размеры контуров		$\Delta\alpha, \text{ град.}$
	<i>H</i>	<i>L</i>		<i>h</i> , нм	$\eta \cdot 10^5, \text{ мм}^{-2}$	
1	$0,603 \pm 0,31$ 0,28 1,44	>2,5	2,4	188,6	1,3	2,8
2	$0,31 \pm 0,14$ 0,09 0,92	$0,80 \pm 0,32$ 0,32 2,20	3,0	196,0	2,3	3,6

П р и м е ч а н и е. Через дробную черту приведены среднее, минимальное и максимальное значения.

Т а б л и ц а 2

Объемные доли дислокационных субструктур в стали в состоянии после прокатки (1) и после прокатки и удаления окалины (2)

Состояние	Количество субструктуры, %		Количество ДСС, %	
	без фрагментов	с неравноосными фрагментами	хаос	сетки
1	20	80	56	44
2	25	75	6	94

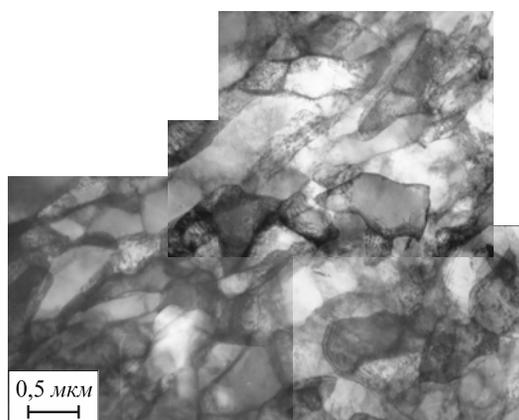


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали Ст08пс после прокатки и последующего удаления окалины

анализе. Анализируя результаты (табл. 1, 2), обратим внимание на следующие моменты.

Во-первых, процесс удаления окалины приводит к существенному (в два и более раз) уменьшению средних размеров (рис. 2, б) и увеличению (примерно в 1,3 раза) азимутальной составляющей угла полной разориентации фрагментов. Во-вторых, к эволюции дислокационной субструктуры, заключающейся в замещении хаотически распределенных дислокаций сетчатой дислокационной субструктурой, объемная доля которой увеличивается более чем в два раза; скалярная плотность дислокаций при этом увеличивается незначительно. В-третьих, к существенному (примерно в 1,8 раза) увеличению плотности концентраторов

напряжений (количества изгибных экстинкционных контуров на единице площади фольги) при незначительном уменьшении поперечных размеров контуров. В-четвертых, к увеличению в 2,6 раза плотности дислокаций в границах раздела фрагментов, что вытекает из оценок, осуществленных с использованием соотношения работ [5, 6], связывающего величину плотности дислокаций, сосредоточенных в субграницах ($\langle \rho \rangle$), угол разориентации субграниц (Δ) и расстояние между субграницами (d): $\langle \rho \rangle = 2\Delta / bd$ (где b – вектор Бюргера дислокаций).

Таким образом, выполненный методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии анализ дефектной субструктуры позволяет заключить, что удаление окалины с поверхности листового проката стали Ст08пс сопровождается существенным увеличением степени ее дефектности.

Удаление окалины с листового проката сопровождается появлением на металлографических шлифах полос повышенной (полосы типа I) и пониженной (полосы типа II) травимости, характерное изображение которых приведено на рис. 4. Структурно-фазовое состояние полос анализировали, изучая фольги, приготовленные из данных объемов материала.

Выполненные исследования показали, что оба типа полос имеют морфологически подобную, но количественно существенно различающуюся структуру. Анализируя количественные характеристики стали в полосах и вне полос (табл. 3, 4), можно выявить следующее.

Т а б л и ц а 3

Количественные характеристики субструктуры стали в полосах повышенной (тип I) и пониженной (тип II) травимости

Состояние	Размеры фрагментов, мкм		$\langle \rho \rangle \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	Размеры контуров		Δ , град.
	H	L		h , нм	$\eta \cdot 10^5, \text{мм}^{-2}$	
Тип I	$0,31 \pm 0,14$	$0,76 \pm 0,31$	3,2	192,0	2,6	2,80
	0,09	0,32				
	0,92	1,52				
Тип II	$0,31 \pm 0,14$	$0,83 \pm 0,33$	2,8	198,5	1,9	4,43
	0,12	0,32				
	0,84	2,20				

Пр и м е ч а н и е. Через дробную черту приведены среднее, минимальное и максимальное значения.

Т а б л и ц а 4

Объемные доли дислокационных субструктур в полосах повышенной (тип I) и пониженной (тип II) травимости

Состояние	Количество субструктуры, %		Количество ДСС, %	
	без фрагментов	с неравноосными фрагментами	хаос	сетки
Тип I	41	59	5	95
Тип II	8	92	7	93

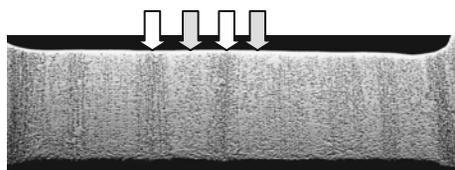


Рис. 4. Структура поверхности стали Ст08пс после удаления окалины с поверхности металла (стрелками указаны участки стали, выбранные для электронно-микроскопического анализа структуры и фазового состава)

Степень фрагментации и уровень разориентации (соответственно и количество дислокаций, сосредоточенных в границах) фрагментов существенно выше в полосах пониженной травимости; с другой стороны, количество концентраторов напряжений выше в полосах повышенной травимости.

Формирование полосчатой структуры при прокатке стали, как правило, связывают с ликвацией углерода и других легирующих элементов [9 – 12]. Действительно, выполненные в настоящей работе структурно-фазовые исследования показали, что относительное содержание перлита в полосах повышенной травимости в 2 – 3 раза выше по отношению к областям стали с пониженной травимостью. Этот факт означает, что формирование слитка стали сопровождается расслоением твердого раствора с образованием областей, обогащенных и обедненных углеродом. Последующая термомеханическая обработка слитков не способствует гомогенизации материала. Охлаждение листа от температуры конца прокатки сопровождается фазовым превращением с образованием зерен феррита и зерен перлита. При этом зерна перлита располагаются в стали неравномерно, группируются, как показали выполненные в настоящей работе исследования, преимущественно в полосах повышенной травимости.

Очевидно, что области стали с более высокой концентрацией углерода (большим содержанием зерен перлита), являются и более прочными, такие области будут подвергаться в меньшей степени деформационному воздействию при удалении окалины. Действительно, сравнительно малый уровень фрагментации и меньшая степень разориентации (соответственно, и меньшее количество дислокаций, сосредоточенных в границах) фрагментов в полосах повышенной травимости однозначно свидетельствуют о меньшей степени пластической деформации материала данных объемов стали. С другой стороны, различная прочность зерен

феррита и перлита приводит, вследствие несовместности пластической деформации, к формированию упруго-напряженного состояния, что проявляется при электронно-микроскопических исследованиях материала методом тонких фольг, в повышенном уровне плотности концентраторов напряжений, выявляемых в полосах повышенной травимости (табл. 3).

Выводы. Процесс удаления окалины с тонколистового проката из стали Ст08пс, заключающийся в механическом воздействии (перегибание полосы между роликами с одновременным растяжением) и пропускании через ванны с растворами серной кислоты, сопровождается количественными изменениями структурно-фазовых состояний. Установлен факт неоднородного протекания деформации стали, что обусловлено эффектом ликвации углерода, выражающимся в формировании полос с повышенным содержанием зерен перлита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Производство листового проката в валках переменного сечения / О.Е. Браунштейн, В.И. Базайкин, В.Е. Громов, В.В. Дорофеев. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2008. – 116 с.
2. Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Формирование структуры, фазового состава сталей и сплавов в упрочняющих технологиях обработки давлением. – Новокузнецк: ИнтерКузбасс, 2012. – 345 с.
3. Матюк В.Ф. // Неразрушающий контроль и диагностика. 2011. № 1. С. 3 – 31.
4. Сорокин В.Г. Марочник сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
5. Утеский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
6. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
7. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
8. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
9. Цепкин А.С., Румянцев М.И., Шубин И.Г., Питригина М.А. // Бюллетень «Черная металлургия». 2008. № 5. С. 37 – 40.
10. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
11. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
12. Франценюк И.В., Захаров А.Е. Ускоренное охлаждение листа. – М.: Металлургия, 1992. – 186 с.

© 2014 г. Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Д.А. Косинов, С.В. Коновалов, С.А. Баранникова, Н.С. Дербичева
Поступила 23 апреля 2013 г.

THE STRUCTURE OF LOW CARBON STEEL ROLLED SHEETS AFTER MILL SCALE REMOVING

Yu. F. Ivanov^{1,2}, Dr. Eng., Professor

V. E. Gromov³, Dr. Eng., Professor

D. A. Kosinov³, student

S. V. Konovalov³, Cand. Eng., Assist. Professor

S. A. Barannikova⁴, Dr. Eng., Heading Researcher

¹ National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia)

² Institute of High Current Electronics Siberian Branch Russian Academy of Sciences (Tomsk, Russia)

³ Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia)

⁴ Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch Russian Academy of Sciences (Tomsk, Russia)

E-MAIL: gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. The analysis of structure-phase state changes in the low carbon steel during mill scale removing is carried out by methods of optical and transmission electron microscopy. The bands formation with the increased perlite content caused by carbon liquation is noted.

Keywords: low-carbon steel, dislocation substructure, phase composition, plastic deformation, scale, density of dislocations.

REFERENCES

1. Braunshteyn O.E., Bazaykin V.I., Gromov V.E., Dorofeev V.V. *Proizvodstvo listovogo prokata v valkah peremennogo secheniya* (Production of flat rolled steel in beams of variable section). Novokuzneck: izd. SibGIU, 2008. 116 p.
2. Efimov O.Yu., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. *Formirovanie struktury, fazovogo sostava staley i splavov v uprochnyayushchikh tehnologiyah obrabotki davleniem* (Formation of the structure, phase composition of steels and alloys in hardening technologies forming). Novokuznetsk: InterKuzbass, 2012. 345 p.
3. Matyuk V.F. *Nerazrushajushij kontrol' i diagnostika*. 2011. № 1. Pp. 3 – 31.
4. Sorokin V.G. *Marochnik staley i splavov* (Grade list steels and alloys). Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p.
5. Utevskiy L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* (Diffractive electron microscopy in physical metallurgy). Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p.
6. Hirsh P., Hovi A., Nikolson R. etc. *Elektronnaya mikroskopiya tonkih kristallov* (Electron microscopy of thin crystals). Moscow: Mir, 1968. 574 p.
7. Gromov V.E., Kozlov Ye.V., Bazaykin V.I. etc. *Fizika i mehanika volocheniya i ob'emnoy shtampovki* (Physics and mechanics of drawing and volume punching). Moscow: Nedra, 1997. 293 p.
8. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov Ye.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruksionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* (Hardened steel for construction: the structure and mechanisms of hardening). Novokuzneck: izd. SibGIU, 2010. 174 p.
9. Tsepkin A.S., Rumyantsev M.I., Shubin I.G., Pitrinina M.A. *Byulleten' «Chernaya metallurgiya»*. 2008. № 5. Pp. 37 – 40.
10. Pikerin F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley* (Physical metallurgy of steels and development). Moscow: Metallurgiya, 1982. 184 p.
11. Gorelik S.S. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* (Recrystallization of metals and alloys). Moscow: Metallurgiya, 1978. 568 p.
12. Frantsenyuk I.V., Zaharov A.E. *Uskorennoe ohlazhdenie lista* (Accelerated cooling the sheet). Moscow: Metallurgiya, 1992. 186 p.

Received April 23, 2013

УДК 621.793.184+539.216.2

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КОМПОЗИТА TiN – TiNi, ПОЛУЧЕННОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ОСАЖДЕНИЕМ

В.В. Рубаник^{1,2}, д.т.н., профессор, директор

В.В. Рубаник^{1,2} (мл.), к.ф.-м.н., вед. научн. сотрудник, заведующий кафедрой

Д.А. Багрец¹, мл. научн. сотрудник

В.П. Бобров¹, научный сотрудник

¹ Институт технической акустики НАН Беларуси (Витебск, Беларусь)

² Витебский государственный технологический университет (Витебск, Беларусь)

Аннотация. Исследовалась микротвердость композиции TiN – TiNi, полученной ионно-плазменным осаждением пленки нитрида титана на поверхность сплава TiNi. Показана возможность аналитически определять микротвердость тонких поверхностных слоев по методу восстановленного отпечатка. Предложенный режим осаждения защитного покрытия TiN на поверхность сплава TiNi позволил получить барьерный слой с твердостью, близкой к твердости основы, удовлетворяющей требованиям, предъявляемым к изделиям на основе никелида титана для применения в медицине.

Ключевые слова: никелид титана, сверхупругость, эффект памяти формы, защитные покрытия, ионно-плазменное осаждение, микротвердость.

E-MAIL: ita@vitebsk.by

В настоящее время сплавы на основе никелида титана (TiNi) широко применяются в различных отраслях науки и техники благодаря уникальным эффектам памяти формы и сверхэластичности. Проблема практического применения этих сплавов в медицине связана с необходимостью снижения концентрации атомов никеля, оказывающих токсическое воздействие на организм, в поверхностных слоях изделий из никелида

титана и исключения их диффузии в биологическую среду [1 – 4]. Одним из способов повышения коррозионной стойкости и биосовместимости сплавов TiNi является создание на их поверхности барьерных слоев, в частности, методами ионно-плазменного осаждения покрытий на основе TiN [3, 5].

Известно, что покрытия TiN толщиной 5 – 10 мкм характеризуются высокими физико-механическими

свойствами (твердость $H_u = 20 \div 25$ ГПа, модуль упругости $E = 300 \div 320$ ГПа), сопротивлением износу и широко применяются для упрочнения режущего и лезвийного инструмента [6 – 9]. Однако такие покрытия, обладая высокой хрупкостью, не обеспечивают высокой прочности сцепления с подложкой при деформировании материала более 2 %, что может приводить к их разрушению и повреждению мягких тканей организма [10, 11]; в связи с этим накладываются жесткие ограничения к свойствам поверхности изделий из сплавов TiNi медицинского назначения [12]. Поэтому, наряду с коррозионной стойкостью, барьерный слой должен быть прочно сцеплен с основой при деформациях 6 – 8 %, характерных для никелида титана в сверхупругом состоянии, а также иметь твердость, близкую к твердости подложки.

Целью настоящей работы являлось получение композиции TiN – TiNi ионно-плазменным осаждением нитрида титана на поверхности сплава TiNi и исследование ее микротвердости.

Покрытия из нитрида титана TiN наносили методом вакуумно-дугового осаждения с помощью установки «Булат-6» на образцы в виде диска диам. 10 мм и высотой 2 мм из сплава TiNi примерно эквиатомного состава. Перед загрузкой в вакуумную камеру образцы механически полировали, затем подвергали очистке в ультразвуковой ванне в моющей среде. В камере установки образцы предварительно подвергали ионной очистке и нагреву поверхности ионами металлической плазмы титана при потенциале смещения 800 В, что обеспечивало нагрев подложки до температуры 400 °С. Затем потенциал уменьшали до 100 В и производили осаждение подслоя титана в течение 2 мин. Далее осуществляли напуск реакционного газа (азота) и осаждали покрытие нитрида титана TiN в течение 15 мин при токе дуги 90 А, давлении азота 0,3 Па. По окончании процесса образцы выдерживали в вакуумной камере для охлаждения до 100 – 120 °С.

Толщину пленки измеряли на поперечном шлифе образца с помощью сканирующего электронного микроскопа «Mira» фирмы Tescan (Чехия). Рентгеноструктурный анализ образцов с покрытиями TiN проводили, используя дифрактометр ДРОН-2 с помощью $Fe-K_\alpha$ излучения. Микротвердость композиции покрытие – подложка определяли с помощью прибора ПМТ-3М с алмазной пирамидкой Виккерса при нагрузках на индентор 10, 20, 50, 100, 200 г. Для каждого значения нагрузки выполняли по три измерения. Глубину отпечатка определяли аналитически из соотношения $h = 0,14d$, где h – глубина индентирования; d – измеренная диагональ отпечатка.

На поперечном шлифе (рис. 1, а) видно, что осажденное покрытие толщиной 0,8 мкм является двухслойным (TiN – Ti) с четкой границей раздела между подслоями и подложкой, визуально наблюдается характерный для нитрида титана золотисто-желтый цвет. По

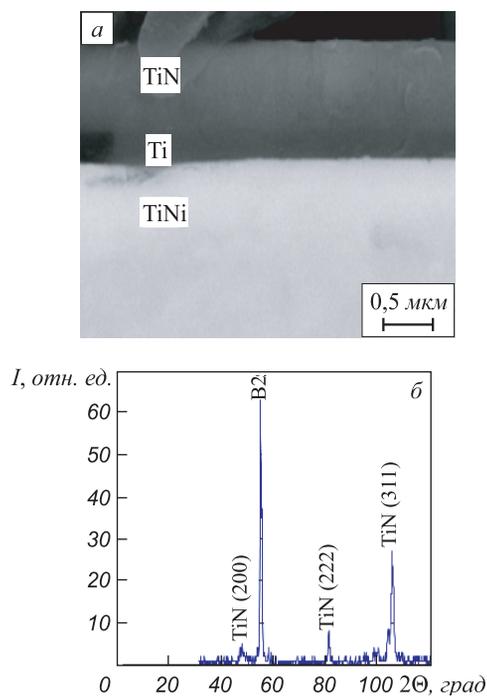


Рис. 1. Микрофотография поперечного шлифа (а) и фрагмент дифрактограммы (б) образца TiNi с покрытием TiN

результатам рентгеноструктурного анализа покрытие представляет собой кубическую фазу TiN с гранцентрированной решеткой типа Na – Cl (рис. 1, б).

Одним из основных способов оценки механических свойств покрытий является измерение микротвердости по восстановленному отпечатку, при котором измеряют диагональ отпечатка (d , мкм) после снятия нагрузки (P , Н) на индентор. Наибольшее распространение получил наконечник Виккерса в виде алмазной четырехгранной пирамидки с углом при вершине 136°; твердость рассчитывается по формуле.

$$HV = 0,189 \frac{P}{d^2} 10^6.$$

Недостатком указанного способа для случая тонких пленок является то, что существенное влияние на результат оказывает более мягкая подложка, что приводит к получению заниженных значений микротвердости пленки [13 – 15].

Сравнение зависимостей микротвердости от глубины внедрения индентора для подложки TiNi и композиции TiN – TiNi (рис. 2, а) показало, что осажденный слой нитрида титана незначительно влияет на микротвердость композита. Объясняется это тем, что глубина индентирования сопоставима (при нагрузке 10 и 20 г) либо значительно больше (при нагрузке 50, 100 и 200 г) толщины пленки; т.е. влияние более мягкой ($H_0 = 2$ ГПа) подложки никелида титана явно выражено. Для исключения влияния мягкой подложки авторами работы [16] предложено использовать линейную экстраполяцию функции $f(h) = \log(H_k - H_0)$ (где H_k и H_0 – микротвер-

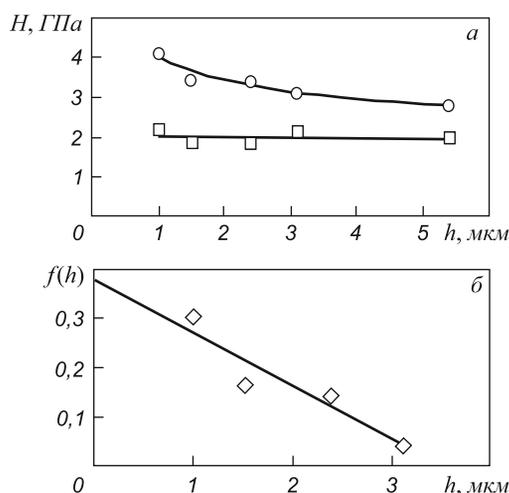


Рис. 2. Зависимости микротвердости подложки TiNi (□) и композиции TiN – TiNi (○) (а) и функции $f(h)$ (б) от глубины внедрения индентора

дость композиции и подложки) на нулевую глубину индентирования, где твердость композиции будет равна твердости исследуемой пленки.

На рис. 2, б представлена линейная экстраполяция функции $f(h)$ для измеренных значений микротвердости композиции TiN – TiNi. Микротвердость H_f покрытия TiN, определенная таким образом, составила 4,4 ГПа.

Существуют теоретические зависимости определения микротвердости тонких пленок, учитывающие влияние подложки на процесс измерения. Накопленный опыт в области исследования механических свойств нитридных покрытий на различных подложках позволил авторам работы [17] вывести соотношение для определения твердости системы покрытие – подложка при микроиндентировании

$$H_k = H_0 + \frac{H_f - H_0}{1 + \left(\frac{\beta}{\beta_0}\right)\chi},$$

где β – относительная глубина индентирования, определяемая отношением глубины отпечатка к толщине покрытия; β_0, χ – безразмерные параметры.

Физический смысл параметра β_0 заключается в том, что при этом значении относительной глубины индентирования на величину микротвердости композиции в равной степени влияют твердость покрытия и твердость подложки (рис. 3, а).

В работах [17, 18] исследовали пленки на основе TiN разной толщины, осажденные на различных подложках. Было установлено, что значение β_0 находится в пределах 0,2 – 0,6. Применяв эти граничные значения для кривой микроиндентирования композиции TiN – TiNi, был определен интервал микротвердости пленки TiN, который составил 6,2 – 7,4 ГПа (рис. 3, б).

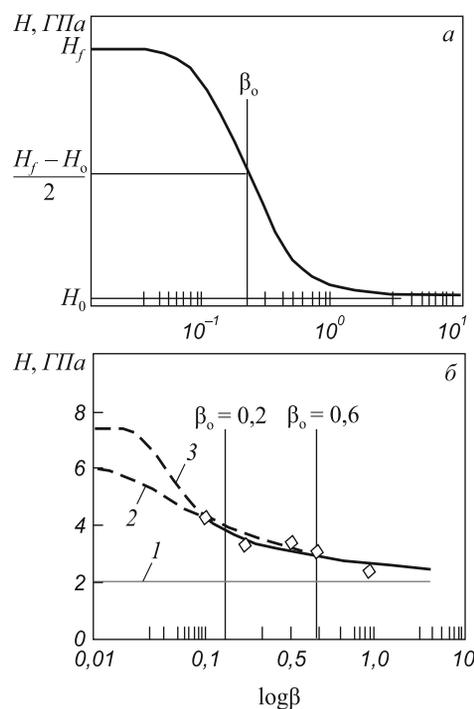


Рис. 3. Вид кривой индентирования системы твердая пленка – мягкая подложка (а) и ее интерпретация для случая пленки TiN на подложке из никелида титана (б): 1 – микротвердость подложки; 2 – 3 – микротвердость пленки при $\beta_0 = 0,6$ и $\beta_0 = 0,2$

В работе [19] предложено рассчитывать микротвердость покрытия по следующей зависимости:

$$H_f = H_k + \frac{H_k - H_0}{2 \frac{t}{h} + 3 \left(\frac{t}{h}\right)^2};$$

здесь t – толщина покрытия; h – глубина отпечатка.

Значения микротвердости композиции TiN – TiNi приведены ниже:

P , г	H_0 , ГПа	H_k , ГПа	h , мкм	t , мкм	$H_f^{[19]}$, ГПа	$H_f^{[20]}$, ГПа
10	2,0	4,06	1,0	0,8	4,6	4,2
20	2,0	3,45	1,5	0,8	4,2	3,9
50	2,0	3,42	2,4	0,8	4,8	4,5
100	2,0	3,1	3,1	0,8	4,6	4,4
200	2,0	2,66	5,4	0,8	4,4	4,4

Микротвердость покрытия TiN, рассчитанная по вышеприведенной зависимости, находится в пределах 4,2 – 4,8 ГПа.

Поскольку в исследуемых пленках глубина индентирования для всех нагрузок превышает толщину покрытия (т.е. имеет место «прокалывание» пленки), можно воспользоваться способом, предложенным в работе [20], в соответствии с которым твердость покрытия определяется по формуле

$$H_f = \frac{H_k - (1-n)H_0}{n},$$

где $n = 1 - \frac{(h-t)^2}{h^2}$.

Приведенные данные хорошо согласуются между собой, в особенности при больших ($P \geq 100$ г) нагрузках, когда погрешность измерения диагонали отпечатка сводится к минимуму. Кроме того, эти результаты соответствуют полученному значению H_f . Истинная микротвердость пленки нитрида титана толщиной 0,8 мкм, осажденной на подложке из никелида титана, составляет около 4,4 ГПа.

Выводы. Микротвердость пленки TiN на подложке из никелида титана, определенная аналитически, оказалась сопоставима с твердостью подложки и существенно ниже твердости износостойких покрытий на основе TiN. Можно предположить, что это обусловлено малой толщиной пленки, большим содержанием в покрытии мягкой капельной фазы α -Ti, характерной для вакуумно-дуговых технологий, наличием как поверхностных, так и объемных дефектов, а также режимом осаждения ($P_{N_2} = 0,3$ Па). Предложенный режим нанесения защитной пленки TiN на поверхность сплава TiNi позволил получить поверхностный слой с невысокой твердостью, удовлетворяющей требованиям для изделий медицинского назначения на основе никелида титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Гришков В.Н. // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99. № 5. С. 66 – 78.
2. Ryhanen J. Biocompatibility of Nitinol // Minimally Invasive Therapy & Allied Technologies. 2000. Vol. 9. P. 99 – 107.
3. Yongqing Fu, Hejun Du, Sam Zhang. Deposition of TiN layer on TiNi thin films to improve surface properties // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 167. P. 129 – 136.
4. Гюнтер В.Э., Миргазизов М.З. // Российский вестник дентальной имплантологии. 2004. № 1. С. 52 – 56.
5. Starosvetsky D. and Gotman I. Corrosion behavior of titanium nitride coated Ni – Ti shape memory surgical alloy // Biomaterials. 2001. Vol. 22. P. 1853 – 1859.

6. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – М.: Машиностроение, 1991. – 320 с.
7. Андреев А.А., Костюк Г.И., Минаев Н.А. – В кн.: сб. науч. тр. Вестник Национального технического университета «ХПИ». – Харьков: 2011. – 340 с.
8. Табаков В.П., Чихранов А.В. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2010. Т. 12. № 4. С. 292 – 297.
9. Андреев А.А., Григорьев С.Н., Горбань В.Ф. и др. // Вестник МГТУ «Станкин». 2010. №3 (11). С. 14 – 17.
10. Sanders J.O., Sanders E.A., More R., Ashman R.B. A preliminary investigation of shape memory alloy in the surgical correction of scoliosis // Spine. 1993. Vol. 18. P. 1640 – 1646.
11. Nash P., Iaganth C.S. The Ni – Zr System // Bull. Of Alloy Phase Diagrams. 1984. Vol. 5. № 2. P. 144 – 148.
12. Dixon T. K. Kwok, Martin Schulz, Tao Hu, Chenglin Chu and Paul Chu. Surface Treatments of Nearly Equiatomic NiTi Alloy (Nitinol) for Surgical Implants. Biomedical Engineering. Trends in Materials Science. Mr Anthony Laskovski (Ed.) – 2011. ISBN: 978-953-307-513-6. InTech.
13. Bull S.J. Nanoindentation of coatings // J. Phys. D: Appl. Phys. 2005. Vol. 38. P. 393 – 413.
14. Быков Ю.А., Карпухин С.Д. // Справочник. Инженерный журнал. 2003. № 10. С. 26 – 28.
15. Методы определения твердости металлических материалов / А.Г. Колмаков, Ю.И. Головин, В.Ф. Терентьев, М.Б. Бакиров. – Воронеж: изд. Воронежского гос. ун-та, 2000. – 80 с.
16. Трахтенберг И.Ш., Владимиров А.Б., Югов В.А. и др. // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99. № 6. С. 103 – 107.
17. Tuck J.R., Korsunsky A.M., Bhat D.G., Bull S.J. Indentation hardness evaluation of cathodic arc deposited thin hard coatings // Surface and Coatings Technology. 2001. Vol. 139. P. 63 – 74.
18. Korsunsky A.M., McGurk M.R., Bull S.J., Page T.F. The effect of creep on the residual stress in vapour deposited thin films // Surface and Coatings Technology. 1998. Vol. 99. P. 171.
19. Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Романов И.Г. // Изв. Академии наук. Сер. физическая. 2002. Т. 66. № 8. С. 1223 – 1225.
20. Пат. 2222801. Способ определения твердости покрытия / Быков Ю.А., Карпухин С.Д., Бойченко М.К., Чепцов В.О. // Бюллетень изобретений. 2004. № 3. Заявл. 05.11.2002. Опубл. 27.01.2004.

© 2014 г. В.В. Рубаник, В.В. Рубаник (мл.),
Д.А. Багрец, В.П. Бобров
Поступила 20 мая 2013 г.

MICROHARDNESS MEASUREMENT OF TiN – TiNi COMPOSITE OBTAINED BY ION-PLASMA DEPOSITION

V.V. Rubanic^{1,2}, Dr. Eng., Director, Professor
V.V. Rubanic^{1,2} (jr.), Cand. Eng., Senior Researcher, Head of the Chair
D.A. Bagrets¹, Junior Researcher
V.P. Bobrov¹, Researcher associate

¹ State scientific institution Institute of acoustic engineering of Belarus National Academy of Sciences (Vitebsk, Belarus)

² Vitebsk State Technological University (Vitebsk, Belarus)

E-MAIL: ita@vitebsk.by

Abstract. The paper deals with the microhardness of TiN – TiNi composite obtained by iron-plasma deposition of titanium nitride on the TiNi alloy

surface. The possibility to determine analytically the microhardness of thin surface layers according to the method of a restored print has been shown. The microhardness of the protective layer obtained by the proposed deposition regime is close to the base microhardness that meets the requirements for the TiNi-based items for medical applications.

Keywords: titanium nickelide, superelasticity, shape memory effect, protective coatings, ion-plasma deposition, microhardness.

REFERENCES

1. Lotkov A.I., Meysner L.L., Grishkov V.N. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2005. T. 99. № 5. Pp. 66 – 78.
2. Ryhanen J. Biocompatibility of Nitinol. *Minimally Invasive Therapy & Allied Technologies*. 2000. Vol. 9. Pp. 99 – 107.

3. Yongqing Fu, Hejun Du, Sam Zhang. Deposition of TiN layer on TiNi thin films to improve surface properties. *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 167. Pp. 129 – 136.
4. Gjunter V.Ye., Mirgazizov M.Z. *Rossiyskiy vestnik dental'noy implantologii*. 2004. № 1. Pp. 52 – 56.
5. Starosvetsky D. and Gotman I. Corrosion behavior of titanium nitride coated Ni – Ti shape memory surgical alloy. *Biomaterials*. 2001. Vol. 22. Pp. 1853 – 1859.
6. Bely A.V., Karpenko G.D., Mishkin N.K. *Struktura i metody formirovaniya iznosostoykikh poverkhnostnykh sloev* (Structure and methods of forming wear-resistant layers poverkhnostnykh). Moscow: Mashinostroenie, 1991. 320 p.
7. Andreev A.A., Kostyuk G.I., Minaev N.A. – *V kn.: sb. nauch. tr. Vestnik Nacional'nogo tehničeskogo universiteta «HPI»*. Har'kov: 2011. 340 p.
8. Tabakov V.P., Chihranov A.V. *Izvestia Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj akademii nauk*. 2010. Vol. 12. № 4. Pp. 292 – 297.
9. Andreev A.A., Grigor'ev S.N., Gorban' V.F. etc. *Vestnik MGTU «Stankin»*. 2010. № 3 (11). Pp. 14 – 17.
10. Sanders J.O., Sanders E.A., More R., Ashman R.B. A preliminary investigation of shape memory alloy in the surgical correction of scoliosis. *Spine*. 1993. Vol. 18. Pp. 1640 – 1646.
11. Nash R., Iaganth C.S. The Ni – Zr System. *Bull. Of Alloy Phase Diagrams*. 1984. Vol. 5. № 2. Pp. 144 – 148.
12. Dixon T. K. Kwok, Martin Schulz, Tao Hu, Chenglin Chu and Paul Chu. Surface Treatments of Nearly Equiatomic NiTi Alloy (Nitinol) for Surgical Implants. *Biomedical Engineering. Trends in Materials Science*. Mr Anthony Laskovski (Ed.) – 2011. ISBN: 978-953-307-513-6. InTech.
13. Bull S.J. Nanoindentation of coatings. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2005. Vol. 38. Pp. 393 – 413.
14. Bykov Yu.A., Karpuhin S.D. *Spravochnik. Inzhenernyj zhurnal*. 2003. № 10. Pp. 26 – 28.
15. Kolmakov A.G., Golovin Yu.I., Terent'ev V.F., Bakirov M.B. *Metody opredeleniya tverdsti metallicheskih materialov* (Methods for determination of hardness of metallic materials). Voronezh: izd. Voronezhskogo gos. un-ta, 2000. 80 p.
16. Trahtenberg I.Sh., Vladimirov A.B., Yugov V.A. etc. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2005. Vol. 99. № 6. Pp. 103 – 107.
17. Tuck J.R., Korsunsky A.M., Bhat D.G., Bull S.J. Indentation hardness evaluation of cathodic arc deposited thin hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2001. Vol. 139. Pp. 63 – 74.
18. Korsunsky A.M., McGurk M.R., Bull S.J., Page T.F. The effect of creep on the residual stress in vapour deposited thin films. *Surface and Coatings Technology*. 1998. Vol. 99. Pp. 171.
19. Tarasenko Yu.P., Careva I.N., Romanov I.G. *Izv. Akademii nauk. Ser. fizicheskaja*. 2002. Vol. 66. № 8. Pp. 1223 – 1225.
20. Bykov Yu.A., Karpukhin S.D., Boychenko M.K., Cheptsov V.O. *Sposob opredeleniya tverdsti pokrytiya* (Method of determining the hardness of the coating). Patent RF № 2222801. 2004.

Received May 20, 2013

УДК 539.213.536

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ КОНТАКТА МЕТАЛЛОВ СО СЛАБОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ*

У.А. Рахимова¹, аспирант, ст. преподаватель

Л.И. Квеглис², д.ф.-м.н., профессор

Ф.М. Носков², к.т.н., доцент

Я.В. Отнюков², аспирант

А.А. Калитова¹, аспирант

¹ Восточно-Казахстанский государственный университет (Усть-Каменогорск, Казахстан)

² Сибирский федеральный университет (Красноярск, Россия)

Аннотация. Исследованы процессы структурообразования в зоне контакта практически нерастворимых друг в друге металлов (Cu – Pb, Fe – Cu) при различных условиях пластической деформации. Обнаружено, что при взаимодействии твердофазных образцов свинца и меди, железа и меди, подвергнутых совместной осадке, могут формироваться продукты механохимических реакций, имеющие структуру, отличную от структуры исходных компонентов. В случае взаимодействия кумулятивной медной струи со стальным стержнем происходит образование твердых растворов замещения. Получены новые фазы как результат прохождения механохимических реакций. Показано, что множество моделей структурообразования в градиентных условиях могут быть объединены в рамках моделей структурной самоорганизации в волнах пластической деформации.

Ключевые слова: ограниченная растворимость, структурообразование, пластическая деформация, твердофазная реакция, механохимическая реакция, энергия активации.

E-MAIL: kveglis@list.ru

Исследование физико-химических процессов, происходящих в зоне контакта свинец – медь, железо – медь при пластической деформации представляет существ-

венный интерес, например, для кабельной промышленности: токопроводящие элементы конструкции кабелей могут быть выполнены из меди, а металлическая оболочка – из свинца или сплавов на основе свинца; система железо – медь используется при производстве биметаллической сталемедной проволоки [1, 2].

* Работа выполнена при поддержке гранта РК № 0112РК02644.

Авторы благодарят Р.Б. Абылкалыкову и В.В. Коваленко за помощь в проведении эксперимента.

Целью настоящей работы явилось исследование продуктов механохимических реакций в зоне контакта образцов свинца и меди, меди и железа при структурообразовании в различных условиях пластической деформации.

В настоящей работе вырезанные в виде пластинок образцы меди и свинца размерами $0,1 \times 10 \times 20$ мм совмещали друг с другом, нагревали до температуры $400\text{ }^\circ\text{C}$ и в наковальне Бриджмена сдавливали в течение 20 мин. В результате образцы прочно соединялись.

В другом эксперименте соединяли стальной диск с аналогичным медным диском и их подвергали совместному ударному нагружению в паровоздушном молоте. Также стальной стержень был подвергнут воздействию кумулятивной струи, полученной при взрыве медного кумулятивного снаряда (методика описана в работе [3]).

Поверхности и состав разделенных медного и свинцового образцов, стального и медного дисков, а также структуру и состав образцов, получившихся при взаимодействии кумулятивной струи со стержнем, исследовали на сканирующем электронном микроскопе JSM-6390LV с микроанализатором. Фазовый состав всех образцов определяли методом дифракции рентгеновских лучей на дифрактометре «Bruker».

Предел растворимости свинца в меди согласно фазовой диаграмме при температуре $400\text{ }^\circ\text{C}$ не превышает $0,09\%$ (ат.), а растворимость меди в свинце не превышает $0,023\%$ (ат.) [4].

В ходе экспериментов в наковальне Бриджмена проходила механохимическая реакция, в результате пластинки меди прочно соединялись с пластинками свинца (после проведения эксперимента свинцовую пластинку отрывали от медной). Для исследования продуктов механохимических реакций проведены исследования химического состава и микроструктуры на поверхности контакта.

На рис. 1 приведено полученное на сканирующем электронном микроскопе изображение пластинки меди. До осадки пластинки были отполированы. После прохождения твердофазного взаимодействия поверхности

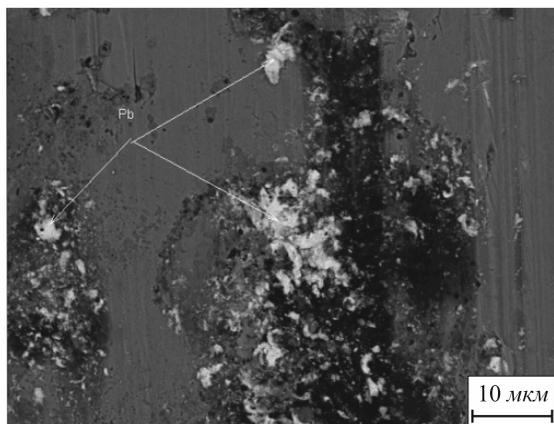


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение поверхности медной пластинки после механохимической реакции

становятся шероховатыми и неоднородными. В точках, показанных на рис. 1, наблюдается следующий химический состав: $28,7\%$ Cu, $71,3\%$ Pb.

На рис. 2 приведен энергодисперсионный спектр поверхности свинцовой пластинки после твердофазной реакции: на свинцовой пластинке зафиксировано значительное количество меди. На аналогичных рентгеновских спектрах, снятых с поверхности медной пластинки, в достаточно большом количестве выявлен свинец.

На рис. 3 представлена расшифровка рентгенограммы на базе данных ISTM (карта № 00-046-1037), из которой видно, что пластическая деформация способствовала протеканию механохимической реакции свинца с медью. Слева от рефлекса $(111)_{\text{Pb}}$ в области малых углов видны дополнительные рефлексы, которые отсутствуют на картине, полученной от чистого свинца. Это свидетельствует об образовании новых фаз, не определенных таблицами ISTM.

В другом эксперименте [5] при совместной пластической деформации медного и стального дисков возникли зоны точечного контакта со значительным удельным давлением. Эти зоны сформированы за счет микрошероховатости образцов. На энергодисперсионном спектре, снятом с неоднородности на железном диске, обнаружено, что в зоне неоднородности присутствует медь в количестве до $53,3\%$. Это может свидетельствовать о прошедшей твердофаз-

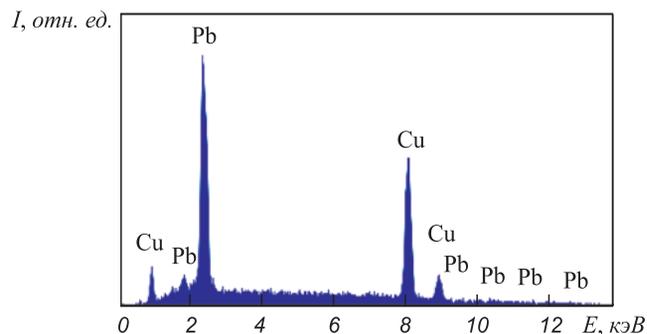


Рис. 2. Энергодисперсионный спектр поверхности свинцовой пластинки

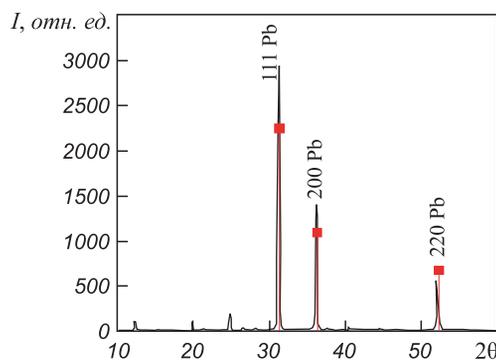


Рис. 3. Картина рентгеновской дифракции, полученная с поверхности свинцовой пластинки (рефлексы свинца взяты по таблицам ISTM)

ной реакции. Результаты исследований химического состава поверхности медного диска показали, что неоднородности на его поверхности значительно обогащены железом.

С целью выяснения возможности прохождения твердофазной реакции между медным и стальным образцами обе поверхности подвергли рентгеновскому фазовому анализу. Рентгенограмма, полученная с поверхности медного образца, приведена на рис. 4 (красными квадратами показаны табличные значения рефлексов чистой меди, которую выбрали в качестве эталона).

Анализ интенсивностей рефлексов дифракции рентгеновских лучей свидетельствует о возникновении текстуры с осью зоны [200]. Рефлекс от плоскостей (111), который должен быть самым интенсивным (эталонные значения), имеет интенсивность меньшую (рис. 4), чем рефлекс от плоскостей (200) [5]. Такое перераспределение возможно, когда под действием механической нагрузки зерна испытывают деформацию по схеме сдвиг–поворот [6], которая приводит к возникновению текстуры.

Также обнаружено, что наряду с ГЦК решеткой, соответствующей меди, появились рефлексы новых фаз (слева от рефлекса (111), не зафиксированные в таблицах ASTM).

Исследование полученных в кумулятивной струе образцов показало, что взаимодействие кумулятивной струи меди с твердой сталью в условиях высокого давления привело к существенному повышению растворимости железа в меди и меди в железе. Показатели растворимости многократно превысили возможные величины, соответствующие фазовой диаграмме.

В качестве рабочей гипотезы рассматривали возможность образования новых фаз в экстремальных условиях за счет большой диффузионной подвижности атомов меди и железа в кумулятивной струе. В работе [5] было обнаружено расширение области твердых растворов меди в железе и железа в меди, что отличается от фазовой диаграммы равновесий. Однако образования химических соединений железа с медью

в кумулятивной струе, несмотря на большие давления, не произошло.

В эксперименте с пластинами свинца и меди, а также с дисками меди и железа, несмотря на значительно меньшие давления, произошла механохимическая реакция с образованием новых соединений.

При рассмотрении структуры, реакционной способности и свойств соединений используется понятие «химическая связь». Изучение общих правил образования химических связей основывается на методе молекулярных орбиталей, в котором используется квантовомеханический подход для объяснения существования связующей и разрыхляющей орбиталей при описании внутримолекулярного межатомного взаимодействия. Диаграмма энергетических уровней для простейших систем сводится к существованию орбитали свободного атома, орбитали связывающей и разрыхляющей для двухатомной молекулы. Связывающая орбиталь располагается ниже по значению энергии, чем разрыхляющие орбитали и орбитали свободного атома [7].

Согласно теории Гилмана [8] общий механизм механохимической реакции может быть объяснен с помощью метода молекулярных орбиталей. Так, деформации сдвига вызывают увеличение энергии связывающих орбиталей и уменьшение энергии разрыхляющих орбиталей. Это уменьшает размер энергетического промежутка в спектре энергии связи и таким образом дестабилизирует систему. Когда энергетический промежуток становится равным нулю, электроны связи становятся делокализованными, потому что могут перейти на разрыхляющую орбиталь, не расходуя энергии. Таким образом, материал становится очень реактивным (другими словами энергия активации реакции обращается в нуль). Ответ на вопрос о том, каков будет продукт реакции, зависит не только от энергии активации, но и от геометрического фактора, который определяется расстояниями между атомами и углами между направлениями химических связей.

В кумулятивной струе реализуется ситуация, когда атомы свободно перемещаются, находясь в жидкой фазе в так называемом надбарьерном состоянии. Согласно данным Я.Б. Зельдовича [9] в таком надбарьерном состоянии, когда энергия, переданная материалу, превышает энергию активации реакции, может происходить свободное переключение химических связей. В жидкости не существует дискретных межатомных расстояний и углов между ними, наблюдается только расширение области растворимости двух практически нерастворимых компонентов – меди и железа. В результате кратковременности приложения нагрузки можно зафиксировать при нормальных условиях неравновесные состояния (железо с ГЦК решеткой).

Ландау и Лившиц [10] рассматривали проблемы очень вязких жидкостей и хрупких твердых тел: при

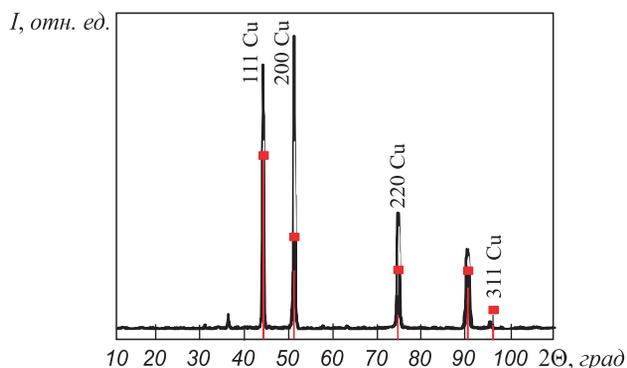


Рис. 4. Совмещенная картина рентгеновской дифракции, полученная со стенок полости стержня (1), от затвердевшей капли из кумулятивной струи (2) и рефлексы меди (■), взятые из таблиц ASTM [5]

частотах приложения напряжения порядка $\omega \sim 1/\tau$ должно выполняться соотношение $\eta \sim \tau\mu$, где η – вязкость вещества в жидком состоянии; μ – модуль сдвига вещества в твердом состоянии; τ – время приложения нагрузки. На основании расчетов сделан вывод [10], что при больших скоростях приложения нагрузки хрупкое твердое тело может вести себя как вязкая жидкость. Частота приложения нагрузки в кумулятивной струе достаточна для того, чтобы выполнялось соотношение $\eta \sim \tau\mu$. В эксперименте с дисками это соотношение не выполнялось; образовался продукт твердофазной реакции.

В работе С.Н. Журкова [11] время релаксации металлических сплавов (τ) в зависимости от температуры, механических нагрузок и энергии активации релаксации, которая связана с химическим составом сплава, определяется следующим образом:

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma'\sigma}{RT},$$

где U_0 – начальная энергия активации (E_a); γ' – структурно-чувствительная константа материала (свободный объем); σ – механическое напряжение; τ_0 – предэкспоненциальный множитель, равный по порядку величины периоду тепловых колебаний атомов; T – температура; $R = kN_A$; N_A – число Авогадро; k – постоянная Больцмана.

В своей работе Такас [12], анализируя уравнения Журкова, выделил вклад механических напряжений в процесс структурообразования. При высоких температурах (когда $\gamma'\sigma \ll E_a$) релаксация структуры описывается уравнением Аррениуса

$$\tau(T) = A \exp \left(\frac{E_a}{RT} \right),$$

где A – коэффициент, характеризующий частоту столкновений реагирующих молекул [12].

В случае низких температур и высоких давлений (когда $\gamma'\sigma \geq E_a$) процесс структурной релаксации сводится к чисто механохимическому процессу [12]. Именно этот случай и соответствует экспериментам с свинцовой и медной пластинками, а также стальным и медным дисками. Процесс твердофазной реакции проходил под давлениями, значительно меньшими, чем реализуемые в кумулятивной струе.

В работе В.В. Болдырева [13] формирование новых фаз объясняется в рамках представлений о взаимодействии в решетке кристаллов пластических волн, вызванных напряжениями. Это приводит к образованию неравновесных состояний в кристаллах и дефектов, которые облегчают разрушение кристалла по определенным направлениям.

На рис. 1 наблюдаются островки новой интерметаллидной фазы с характерной кристаллической

решеткой. Любая кристаллическая структура имеет дискретные межатомные расстояния и углы между направлениями химических связей, характерные только для этой фазы. Новую фазу наблюдали на контактирующих поверхностях. Согласно данным В.Е. Панина [14] наименьшую сдвиговую устойчивость в нагруженном твердом теле имеет поверхностный слой; поэтому первичные сдвиги зарождаются на поверхности, генерируя в объеме материала все виды деформационных дефектов.

Примером твердофазного превращения может служить мартенситный переход, когда исходная и конечная фазы когерентно связаны между собой. Для получения новой фазы необходимы небольшие изменения межатомных расстояний, а также углов между ними, что обеспечивает минимальную энергию образования мартенсита. Такие изменения межатомных расстояний и углов могут быть реализованы по схеме сдвиг–поворот [14]. Таким образом, для образования новой фазы необходима пластическая деформация, проходящая по схеме сдвиг – поворот. Возникшая при этом комбинация атомов может стать зародышем новой фазы, если она хорошо геометрически адаптирована к исходной матрице. Все другие возможности не реализуются в продукте реакции.

Томпсон Л.М. [15] предложил модель сдвиг–поворот на атомном уровне, рассматривая плотноупакованный кристалл в декартовой системе координат. Кристалл растягивают вдоль оси, при этом допускается, что атомы при деформации остаются в одной и той же плоскости.

В плоскости плотноупакованных атомов приложенное к ней напряжение стремится раздвинуть плотноупакованные цепочки атомов (рис. 5, а). При достаточно большом удлинении эти цепочки становятся неустойчивыми по отношению к вращению, так что может возникнуть сдвиговое напряжение, приводящее к повороту (рис. 5, б).

Вариантом схемы сдвиг–поворот в мезоскопическом масштабе является так называемая «вращательная диффузия» [16].

Одной из наиболее интересных моделей перемещения атомов под нагрузкой является модель сдвиговой трансформационной зоны, предложенной Лангером [17]. Возникновение и перемещение зоны объясняется возникновением уплотненных и разреженных областей в металле, приводящих к взаимному смещению атомов и их повороту. Удалось показать [17], что макроскопическая деформация является результатом микроскопических сдвигов за счет кооперативного движения атомов в мезоскопических областях. Такое движение осуществляется путем прохождения волны пластической деформации, сопровождающейся переключением химических связей. Вероятность переключения связей определяется по формуле

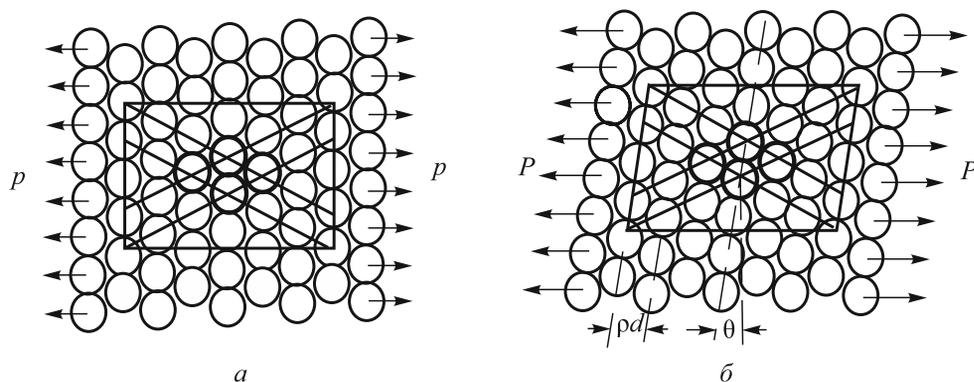


Рис. 5. Плотнупакованный слой атомов в упруго деформированном (а) и в пластически деформированном (б) состоянии [15]

$$R_{\pm} = R_0 e^{\frac{\pm \alpha \sigma}{P}};$$

здесь R_{\pm} – вероятность переключения химических связей в двух противоположных направлениях; R_0 – коэффициент, который характеризует вещество; α – коэффициент внутреннего трения; σ – локальная нагрузка в мезоскопической области; P – внешнее давление [17].

Эта зависимость позволяет оценить связь моделей Журкова, Ландау-Лившица и Панина. В модели Журкова время релаксации соответствует периоду тепловых колебаний решетки, в модели Лангера это время соответствует времени переключения химических связей. Локальная нагрузка в мезоскопической области (σ) совпадает со значением σ в уравнении Журкова. Коэффициент внутреннего трения имеет прямое отношение к выражению $\eta \sim \tau \mu$ в модели Ландау-Лившица. Панин рассматривает автоволновой процесс для объяснения корреляций в кооперативном движении атомов, создаваемом автоволнами локализации пластической деформации. В очагах локализации пластической деформации есть вероятность возникновения новой фазы.

Следует отметить, что из всех перечисленных моделей только в работах Томпсона и Панина металл рассматривается как кристаллическое, а не как изотропное твердое тело.

Выводы. Исследованы процессы структурообразования на границе раздела практически нерастворимых друг в друге металлов (Cu–Pb, Fe–Cu) в различных условиях пластической деформации. Обнаружено, что в случае взаимодействия кумулятивной медной струи со стальным стержнем происходит образование твердых растворов замещения на основе ГЦК решеток железа и меди соответственно в более широких областях, чем это возможно по диаграмме фазовых равновесий. Обнаружено, что при взаимодействии твердофазных образцов свинца и меди, а также стали и меди, подвергнутых совместной осадке, могут формироваться продукты механохимических реакций, имеющих структуру, отличную от структуры исходных компонентов. Проанализированы условия возникновения

новой фазы как результата прохождения механохимической реакции. Показано, что множество моделей структурообразования в градиентных условиях могут быть объединены в рамках моделей Томпсона и Панина. Анализ условий, необходимых для переключения химических связей, является общим для микро-, мезо- и макромасштабных уровней.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рашников С.Ф., Щербо Ю.А., Ситников И.В. и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2006. № 4. С. 52 – 54.
2. Вдовин К.Н., Кольга М.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2010. № 4. С. 33 – 35.
3. Швецов Г.А., Матросов А.Д. // Прикладная механика и техническая физика. 2004. № 2. С. 147 – 155.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 2. / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
5. Абылкалыкова Р.Б., Квеглис Л.И., Носков Ф.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 10. С. 52 – 56.
6. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. // Физическая мезомеханика. 2008. Т. 11. № 2. С. 9 – 30.
7. Бердетт Дж. Химическая связь. – М.: Мир, 2008. – 245 с.
8. Gilman J.J. // Science. 1996. Vol. 274. P. 65.
9. Зельдович Я.Б., Райзер Ю.П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. – М.: Физматлит, 2008. – 656 с.
10. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. – М.: Наука, 1965. – 202 с.
11. Zhurkov S.N. // Intern. J. Fracture Mech. 1965. № 1. P. 311.
12. Takacs L. // J. Met. 2000. Vol. 52. P. 12.
13. Болдырев В.В., Григорьева Т.Ф., Цыбуля С.В. и др. // Неорганические материалы. 2000. Т. 36. № 2. С. 194 – 200.
14. Панин В.Е. // Физическая мезомеханика. 2001. Т. 4. № 3. С. 5 – 22.
15. Томпсон Д.М. Неустойчивости и катастрофы в науке и технике. – М.: Мир, 1985. – 289 с.
16. Joshi S.P., Ramesh K.T. Rotational diffusion and grain size dependent shear instability in nanostructured materials // Acta Materialia. 2008. Vol. 56. P. 282 – 291.
17. Falk M.L., Langer J.S. Shear transformation zone theory elasto-plastic transition in amorphous solids // Phys. Rev. 1998. Vol. E57. P. 7192 – 7204.

STRUCTURE PECULIARITIES DURING PLASTIC DEFORMATION IN THE CONTACT ZONE OF A METAL WITH A WEAK SOLUBILITY

*U.A. Pachimova*¹, *Postgraduate, Senior Lecturer*

*L.I. Kveglis*², *Dr. Eng., Professor*

*F.M. Noskov*², *Cand. Eng., Assist. Professor*

*Y.V. Otnyukov*², *Postgraduate*

*A.A. Kalitova*¹, *Postgraduate*

¹ Eastern Kazakhstan State University (Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan)

² Siberian Federal University (Krasnoyarsk, Russia)

E-MAIL: kveglis@list.ru

Abstract. The processes of structurization in the contact region of almost insoluble metals (Cu – Pb, Fe – Cu) under various conditions of plastic deformation were investigated. It was established that during the process of interaction of solid-phase samples of lead and copper, iron and copper, subjected to volume compression, the products of mechano-chemical reaction may be formed. They have a structure which is different from the structure of the original components. In the case of the interaction of copper cumulative jet with a steel rod substitutional solid solutions were formed. The new phase was obtained as a result of passage of mechano-chemical reactions. It is shown that a variety of models of structure formation in gradient conditions can be combined within the structural models of self-organization in the waves of plastic deformation.

Keywords: limited solubility, structure formation, plastic deformation, solid-phase reaction, mechano-chemical reaction, activation energy.

REFERENCES

1. Rashnikov S.F., Shcherbo Yu.A., Sitnikov I.V. etc. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2006. № 4. Pp. 52 – 54.
2. Vdovin K.N., Kol'ga M.A. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010. № 4. Pp. 33 – 35.
3. Shvetsov G.A., Matrosov A.D. *Prikladnaya mehanika i tekhnicheskaya fizika*. 2004. № 2. Pp. 147 – 155.
4. *Diagrammy sostojaniya dvojnnykh metallicheskih sistem. T. 2. / Ed. N.P. Lyakisheva*. (Phase Diagrams of Binary metal systems. Vol. 2). Moscow: Mashinostroenie, 1997. 1024 p.
5. Abylkalykova R.B., Kveglis L.I., Noskov F.M. *Izv. vuz. Cher. metallurgiya*. 2012. № 10. Pp. 52 – 56.
6. Panin V.E., Egorushkin V.E. *Fizicheskaya mezomehanika*. 2008. Vol. 11. № 2. Pp. 9 – 30.
7. Berdett Dzh. *Himicheskaja svjaz'* (Chemical bond). Moscow: Mir, 2008. 245 p.
8. Gilman J.J. *Science*. 1996. Vol. 274. P. 65.
9. Zel'dovich Ya.B., Rajzer Yu.P. *Fizika udarnykh voln i vysokotemperaturnykh gidrodinamicheskikh yavleniy* (Physics of Shock Waves and High-Temperature Hydrodynamic Phenomena). Moscow: Fizmatlit, 2008. 656 p.
10. Landau L.D., Lifshits E.M. *Teoriya uprugosti* (Theory of elasticity). Moscow: Nauka, 1965. 202 p.
11. Zhurkov S.N. *Intern. J. Fracture Mech.* 1965. № 1. P. 311.
12. Takacs L. *J. Met.* 2000. Vol. 52. P. 12.
13. Boldyrev V.V., Grigor'eva T.F., Tsibulya S.V. etc. *Neorganicheskie materialy*. 2000. Vol. 36. № 2. Pp. 194 – 200.
14. Panin V.E. *Fizicheskaja mezomehanika*. 2001. Vol. 4. № 3. Pp. 5 – 22.
15. Tompson D.M. *Neustoychivosti i katastrofi v nauke i tehnike* (Instability and catastrophes in science and technology). Moscow: Mir, 1985. 289 p.
16. Joshi S.P., Ramesh K.T. Rotational diffusion and grain size dependent shear instability in nanostructured materials. *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. Pp. 282 – 291.
17. Falk M.L., Langer J.S. Shear transformation zone theory elastoplastic transition in amorphous solids. *Phys. Rev.* 1998. Vol. E57. Pp. 7192 – 7204.

Received March 7, 2014

ВЛИЯНИЕ ЗАЗОРОВ В ПОДШИПНИКАХ СКОЛЬЖЕНИЯ НА НАДЕЖНОСТЬ РАБОТЫ ВАЛКОВОЙ ДРОБИЛКИ*

А.Г. Никитин, д.т.н., профессор

К.А. Чайников, аспирант

Сибирский государственный индустриальный университет (Новокузнецк, Россия)

Аннотация. Описано влияние вибрационного воздействия, возникающего из-за наличия зазоров в подшипниках скольжения, на надежность работы валковых дробилок. Приведена конструкция упругого пневматического устройства для выборки зазоров в подшипниках скольжения при работе валковой дробилки и экспериментально доказано снижение уровня вибрации за счет устранения зазоров.

Ключевые слова: надежность, валковая дробилка, зазор, вибрация, упругий пневматический элемент, подшипник скольжения.

E-MAIL: nikitin1601@yandex.ru

Одним из основных показателей качества дробилок, характеризующих технический уровень и конкурентоспособность, является их надежность и долговечность в условиях эксплуатации, что количественно оценивается отсутствием отказов в процессе работы при получении на машине готовой продукции [1]. Очевидно, что чем меньше продолжительность простоев машины на устранение отказа, тем выше ее производительность.

Среди многочисленных технических причин относительно кратковременных, но достаточно частых простоев в условиях эксплуатации валковых дробилок значительное место занимают простои, связанные с заменой вкладышей подшипников скольжения из-за их износа.

Быстрый износ вкладышей – результат не только контактного трения между цапфами валков и вкладышами, но и действия динамических сил. Последние являются источником вибраций машины, шума, преждевременной разладки резьбовых соединений и поломок деталей. Причиной поломок деталей служит увеличение числа циклов нагружений из-за знакопеременной нагрузки, возникающей при вибрации, что приводит к уменьшению их усталостной прочности.

Динамические силы, возникающие при работе валковых дробилок, обусловлены наличием зазора в кинематической паре сопряжения звеньев (цапфы и вкладыша подшипника) и дискретных значений скоростей относительного перемещения звеньев внутри зазоров подшипников скольжения.

На узлы и детали валковых дробилок в процессе эксплуатации действуют динамические силы от ударных нагрузок, возникающих при сбросе нагрузки,

когда с предварительно упруго деформированной механической системы снимают вынуждающую (технологическую) силу при освобождении зоны дробления валковой дробилки. Это происходит из-за того, что под действием силы технологического сопротивления цапфа валка прижата к поверхности вкладыша подшипника, расположенной на противоположной стороне от зоны дробления, а после снятия силы технологического сопротивления цапфа под действием сил упругости перемещается в противоположную сторону на величину зазора, ударяясь о вкладыш [2]. При этом происходит перебег зазора с последующими, затухающими по силе за счет демпфирования, отскоками. Возникающая динамическая (ударная) сила приводит к возбуждению упругих колебаний (в дальнейшем – вибраций) механической системы: валков, подшипников, подшипниковых корпусов, станины и так далее.

Зазоры в кинематических парах (их наличие обязательно для обеспечения подвижности звеньев) с ростом продолжительности эксплуатации валковых дробилок постепенно увеличиваются, что приводит к уменьшению точности получаемого готового продукта (изменение фракционного состава), а также повышению дополнительных динамических сил.

Таким образом, надежная работа машины во многом зависит от создания условий, обеспечивающих беззазорный контакт сопряженных звеньев. На практике эту задачу традиционно решают применением либо конических сопряженных поверхностей [3], что вызывает сложности при их изготовлении, либо систем с пружинным поджатием полуштуков подшипников скольжения [4]. Однако стальные пружины обладают малой демпфирующей способностью, их параметры изменяются с течением времени, что требует постоянного контроля за их состоянием. Кроме того, пружинными

* Работа выполнена в соответствии с государственным контрактом Министерства образования и науки № 7.4662.2011.

элементами невозможно создать автоматические или автоматизированные системы управления устройствами для выборки зазоров. Изложенное выше обуславливает необходимость разработки конструктивных мероприятий для создания беззазорного соединения элементов кинематических пар.

Исследования показали, что необходимый эффект можно получить путем применения малогабаритных упругих пневматических элементов (рис. 1), встраиваемых в кинематическую пару [5]. Постоянно воздействуя на подвижный корпус с закрепленным на нем антифрикционным вкладышем, упругий элемент выбирает зазор между цапфой и вкладышем. Устанавливается он со стороны, противоположной действию силы технологического сопротивления на подшипник, что способствует не только выбору зазора в сочленении, но и обеспечивает компенсацию износа вкладыша. Вели-

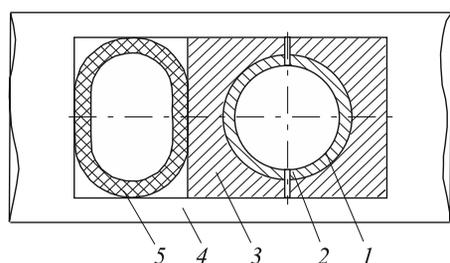


Рис. 1. Схема опоры с упругим пневматическим элементом:
1 – цапфа; 2 – вкладыш; 3 – подвижная полуопора; 4 – станина;
5 – упругий пневматический элемент

чина избыточного давления внутри упругого элемента задается такой, чтобы в результате возникновения сил упругости, действующих на цапфу после сброса сил технологического сопротивления, не происходило раскрытия зазора в сочленении. Жесткость упругого пневматического элемента, выполненного в виде цилиндра с ограниченной осевой деформацией, определяется соотношением [6] $C = \frac{\pi l p_0}{2}$, в котором l – длина цилиндра; p_0 – величина избыточного давления.

Эксперименты проводили на исследовательской установке, представляющей собой одновалковую дробилку [7]. Уровень вибрации оценивали косвенно через значения ускорений станины, в которой установлены акселерометры в горизонтальной и вертикальной плоскостях.

Опыты показали, что при наличии зазоров в подшипниках скольжения уровень ускорений в горизонтальной плоскости (рис. 2, а) составляет при холостых ходах 0,4 – 0,5 м/с². Под действием сил технологического сопротивления (в процессе однократного дробления) и при их сбросе возникают пики ускорений величиной по модулю до 5 м/с², а в вертикальной плоскости (рис. 3, а) – соответственно 0,3 – 0,4 и 1,5 – 2,0 м/с². Если зазоры в опорах выбраны с помощью упругих пневматических устройств, то в горизонтальной плоскости при холостых ходах уровень ускорений уменьшается незначительно и составляет 0,3 – 0,4 м/с², а в процессе дробления и при сбросе нагрузки величина ускорений значительно мень-

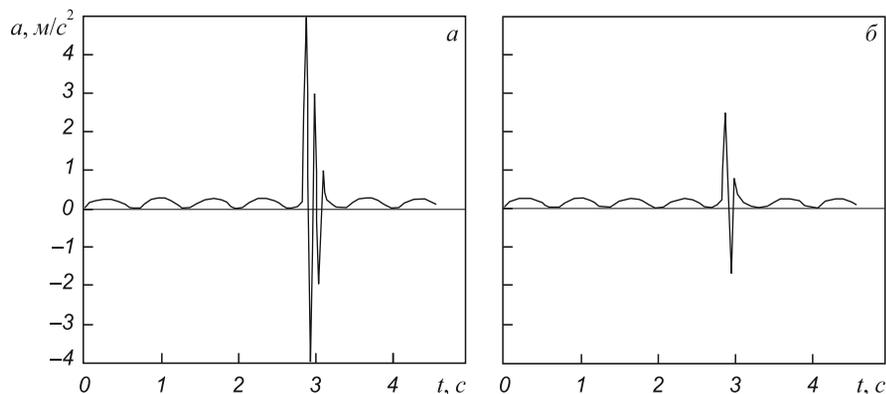


Рис. 2. Оциллограммы ускорений станины в горизонтальной плоскости:
а – при наличии зазоров в опоре; б – при выбранных зазорах

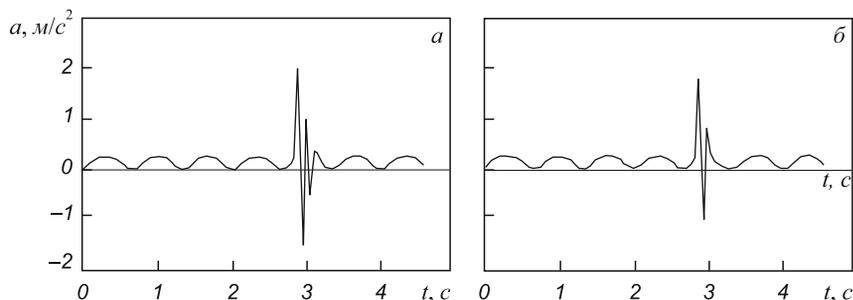


Рис. 3. Оциллограммы ускорений станины в вертикальной плоскости:
а – при наличии зазоров в опоре; б – при выбранных зазорах

ше, чем при работе подшипников с зазорами и составляет $2,0 - 2,5 \text{ м/с}^2$ (рис. 2, б). В вертикальной плоскости выборка зазоров практически не влияет на уровень ускорений (рис. 3, б). Очевидно, что чем ниже уровень ускорений, возникающих при работе валковой дробилки, тем меньше уровень вибрации машины.

Следует отметить, что затухание ускорений при наличии зазоров в подшипниках при сбросе нагрузки происходит за 3 – 4 периода колебаний, в то время как при использовании устройств для выборки зазоров затухание происходит практически сразу, что свидетельствует о высокой демпфирующей способности упругих пневматических элементов.

Выводы. Определено влияние вибрационного воздействия, возникающего из-за наличия зазоров в подшипниках скольжения, на надежность работы валковых дробилок. Описана конструкция упругого пневматического устройства для выборки зазоров в подшипниках скольжения при работе валковой дробилки и экспери-

ментально доказано снижение уровня вибрации за счет устранения зазоров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гребенник В.М., Цапко В.К. Надежность металлургического оборудования. – М.: Металлургия, 1980. – 343 с.
2. Никитин А.Г., Чайников К.А., Зиновьева Е.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 46, 47.
3. Орлов П.И. Основы конструирования. Т. 1. – М.: Машиностроение, 1988. – 560 с.
4. Живов Л.И., Колесник Ф.И., Мишанин В.Г., Булат В.И. // Кузнечно-штамповочное производство. 1974. № 5. С. 29 – 31.
5. Пат. 2453371 РФ. Валковая дробилка / Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф., Чайников К.А., Прилукова Н.З. // Открытия. Изобретения. 2012. № 17.
6. Никитин А.Г., Чайников К.А., Реморов В.Е., Живого Э.Я. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 68 – 70.
7. Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 6. С. 53.

© 2014 г. А.Г. Никитин, К.А. Чайников
Поступила 16 декабря 2013 г.

THE INFLUENCE OF GAPS IN BEARINGS ON THE RELIABILITY OF THE ROLL CRUSHER

A.G. Nikitin, Dr. Eng., Professor
K.A. Chaynikov, Postgraduate

Siberian State Industrial University (Novokuznetsk, Kemerovo region, Russia)

E-MAIL: nikitin1601@yandex.ru

Abstract. The article describes the vibrational impact arising due to the presence of gaps in bearings, as well as the affect on the reliability of the roll crushers. The design of the elastic pneumatic device for sampling gaps in bearings when working roll crushers is described and the reduction of vibration level by eliminating the gaps is proved experimentally.

Keywords: reliability, roll crusher, gaps, vibration, pneumatic elastic element, bearings.

REFERENCES

1. Grebennik V.M., Tsapko V.K. *Nadyozhnost' metallurgicheskogo oborudovaniya* (The reliability of metallurgical equipment). Moscow: Metallurgiya, 1980. 343 p.
2. Nikitin A.G., Chaynikov K.A., Zinov'eva E.V. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2011. № 10. Pp. 46, 47.
3. Orlov P.I. *Osnovi konstruirovaniya. T. 1.* (Basics for the design. Vol. 1.). Moscow: Mashinostroenie, 1988. 560 p.
4. Zhivov L.I., Kolesnik F.I., Mishchanin V.G., Bulat V.I. *Kuznechno-shtampovoye proizvodstvo*. 1974. № 5. Pp. 29 – 31.
5. Pat. 2453371 RF. *Valkovaya drobilka / Nikitin A.G., Sakharov D.F., Chaynikov K.A., Prilukova N.Z.* (Roller crusher). *Otkritiya. Izobreteniya*. 2012. № 17.
6. Nikitin A.G., Chaynikov K.A., Remorov V.E., Zhivago Ed.Ya. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2012. № 4. Pp. 68 – 70.
7. Nikitin A.G., Sakharov D.F. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya*. 2011. № 6. P. 53.

Received December 16, 2013

ЭКСЕРГЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЫЛЕУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА

А.Л. Чайка, к.т.н., ст. научный сотрудник
А.А. Сохацкий, к.т.н., ст. научный сотрудник
А.А. Москалина, инженер

Институт черной металлургии НАН Украины (Днепропетровск, Украина)

Аннотация. На основании опытно-расчетных данных, проведенных эксергетическим методом анализа, установлено, что способ улучшения показателей плавки доменной печи (повышения расхода пылеугольного топлива) имеет резервы повышения эффективности. Перспективно проводить разработки по совершенствованию этого режима плавки с учетом эксергетических показателей.

Ключевые слова: эксергетический анализ, доменная плавка, пылеугольное топливо.

E-MAIL: chaykadp@gmail.com

В связи с освоением пылеугольного топлива в доменном производстве актуальным является оценка эффективности этой технологии не только с точки зрения технико-экономических показателей, но и термодинамического совершенства доменного процесса и загрязнения окружающей среды.

Эксергетический баланс доменной печи базируется на материальном и тепловом балансах, он дополняет их и позволяет определить меру термодинамического совершенства производства чугуна в доменной печи и в сравнении с альтернативными способами получения чугуна разрабатывать пути уменьшения энергоемкости металлопродукции и загрязнения окружающей среды [1, 2].

Основополагающая идея эксергетического метода анализа заключается во введении наряду с фундаментальным понятием энергии дополнительного показателя – эксергии, учитывающего тот факт, что энергия, в зависимости от внешних условий, может иметь разную ценность («качество» энергии) для практического использования. Среди разнообразных видов эксергии в инженерных теплотехнологических расчетах чаще других используют физическую и химическую эксергии вещества [1]. Физическая эксергия состоит из двух составляющих: изотермической, учитывающей давление, и изобарной, являющейся следствием отличия температуры вещества от состояния окружающей среды [1]. Химическая эксергия также включает в себя две составляющие: реакцию, связанную с химическими реакциями, и концентрационную, определяемую концентрацией этого вещества в смеси (растворе) [3].

В общем виде эксергетический баланс доменной печи имеет следующий вид [1]:

$$Ex_{\text{прих}} = Ex_{\text{расх}} + \Delta Ex_{\text{пот}},$$

где $Ex_{\text{прих}}$ и $Ex_{\text{расх}}$ – общее количество подведенной и расходуемой эксергии, МДж/т чугуна; $\Delta Ex_{\text{пот}}$ – потери эксергии, МДж/т чугуна.

Общее количество подведенной эксергии определяется по формуле

$$Ex_{\text{прих}} = Ex_{\text{дуть.ф}} + Ex_{\text{п.г.ф}} + Ex_{\text{к.х}} + Ex_{\text{р.х}} + Ex_{\text{п.г.х}} + Ex_{\text{пут.х}},$$

где $Ex_{\text{дуть.ф}}$ и $Ex_{\text{п.г.ф}}$ – физическая эксергия дутья и природного газа; $Ex_{\text{к.х}}$, $Ex_{\text{р.х}}$, $Ex_{\text{п.г.х}}$ и $Ex_{\text{пут.х}}$ – химические эксергии кокса, железорудных материалов, природного газа и пылеугольного топлива.

Общее количество расходуемой эксергии можно представить следующим образом:

$$Ex_{\text{расх}} = Ex_{\text{чуг.ф}} + Ex_{\text{чуг.х}} + Ex_{\text{шл.ф}} + Ex_{\text{шл.х}} + Ex_{\text{к.г.ф}} + Ex_{\text{к.г.х}},$$

где $Ex_{\text{чуг.ф}}$, $Ex_{\text{шл.ф}}$ и $Ex_{\text{к.г.ф}}$ – физические эксергии чугуна, шлака и колошниковога газа; $Ex_{\text{чуг.х}}$, $Ex_{\text{шл.х}}$ и $Ex_{\text{к.г.х}}$ – химические эксергии чугуна, шлака и колошниковога газа.

Отношение расходуемой эксергии в доменной печи к общему количеству подведенной эксергии позволяет оценить термодинамическое совершенство доменного процесса [1].

В таблице приведены результаты расчета, выполненные эксергетическим методом [1], для ДП № 1 ПАО «АМК» объемом 3000 м³ по данным ее работы в 2011 году [4].

Расчеты показали, что замена природного газа пылеугольным топливом (ПУТ) в доменной печи наряду с экономией кокса привела к увеличению разности

Эксергетический анализ ДП № 1 ПАО «АМК»

Показатель	Значение показателя по периодам					
	I	II			III	
		Фактическое			Прогнозное	
Производительность, т/ч	224	222	250	253	269	271
Тепловая мощность домы, МВт	620	631	688	706	706	753
Тепловые потери, МВт	19	20,3	19,7	26	26	26
Температура дутья, °С	1111	1119	1162	1101	1300	1150
Содержание кислорода в дутье, %	25,0	26,4	27,5	27,2	27,2	29,0
Расходы энергетических ресурсов на 1 т чугуна:						
сухого кокса, кг	459	437	416	396	345	358
природного газа, м ³	84	69	37	3	0	0
пылеугольного топлива, кг	0	50	105	154	200	200
условного топлива, кг	559	576	577	572	570	584
дутья, м ³	1121	1093	1013	1040	970	966
кислорода, м ³	55	72	81	80	77	98
Выход шлака, кг/т чугуна	394	428	434	396	396	396
Степень использования CO, %	45,4	44,4	44,1	44,7	44,7	44,7
Степень прямого восстановления железа <i>rd</i> по Павлову, %	32,0	35,2	41,8	46,4	50,1	47,4
Выход колошникового газа, кг у.т./т чугуна	206	210	199	190	182	188
Эксергия прихода, МДж/т чугуна	18 234	18 699	18 669	18 412	18 729	18 712
Физическая эксергия, МДж/т чугуна:						
дутья	1127	1110	1083	1032	1200	1013
Химическая эксергия, МДж/т чугуна:						
кокса	13 132	12 505	11 900	11 330	9867	10 245
железорудного материала	877	900	894	862	862	862
природного газа	3072	2524	1341	125	0	0
пылеугольного топлива	0	1659	3451	5063	6578	6577
Эксергия расхода, МДж/т чугуна	16 642	16 793	16 365	15 964	15 714	15 852
Эксергия чугуна, МДж/т чугуна	<u>787</u>	<u>787</u>	<u>787</u>	<u>787</u>	<u>787</u>	<u>787</u>
	7992	7992	7980	7988	7988	7988
Эксергия шлака, МДж/т чугуна	<u>917</u>	<u>996</u>	<u>1010</u>	<u>921</u>	<u>921</u>	<u>921</u>
	245	266	269	246	246	246
Эксергия колошникового газа, МДж/т чугуна	<u>1104</u>	<u>1064</u>	<u>954</u>	<u>953</u>	<u>893</u>	<u>890</u>
	5598	5698	5366	5070	4879	5021
Потери эксергии, МДж/т чугуна	1592	1906	2304	2448	3015	2860
Термодинамическое совершенство доменного процесса, %	91,3	89,8	87,7	86,7	83,9	84,7

Примечание. Числитель и знаменатель – физическая и химическая эксергии.

прихода эксергии к ее расходу, т.е. увеличению потерь эксергии. Уменьшить эту разницу позволяет эффективная организация работы доменной печи с использованием ПУТ, например совместное применение последнего с природным газом при использовании железорудных материалов и кокса нестабильного состава и качества, увеличение содержания углерода в пылеугольном топливе, уменьшение внешних потерь теплоты, сокращение внутренних потерь эксергии в процессах тепло-

массообмена в рабочем пространстве печи и оптимизации технологического процесса работы доменной печи.

Таким образом, эксергетический метод анализа на базе построения полных энергетических балансов позволяет оценить потенциал и резервы экономии энергии металлургического предприятия в целом, что актуально в условиях энергосбережения.

Авторы благодарят д.т.н. А.В. Бородулина за постановку задачи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бородулин А.В., Варивода О.И., Ковтун А.Ф., Хенкин Б.М. Эксергетический анализ работы доменной печи на комбинированном дутье. – М., 1990. 46 с. Деп. в Черметинформ 30.11.89, № 5296 – 4 М 89.
2. Степанов В.С., Степанова Т.Б. Эффективность использования энергии. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1994. – 257 с.

3. Бродянский В.М., Фратшер В., Михалек К. Эксергетический метод и его приложения. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 288 с.
4. Большаков В.И., Чайка А.Л., Лебедь В.В. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2012. № 4. С. 36 – 40.

© 2014 г. А.Л. Чайка, А.А. Сохацкий, А.А. Москалина
Поступила 4 июня 2013 г.

EXERGIC ANALYSIS OF BLAST FURNACE SMELTING WITH THE USE OF PULVERIZED COAL

A.L. Chayka, Cand. Eng., Senior researcher
A.A. Sokhatsky, Cand. Eng., Research Associate
A.A. Moskalina, Engineer

Steel Institute NAS of Ukraine (Dnepropetrovsk, Ukraine)

E-MAIL: chaykadp@gmail.com

Abstract. On the basis of experienced-calculation data, conducted by the exergic method of analysis, it is set up that the improvement method of blast furnace melting indexes – increased flow rate of pulverized coal – has an efficiency up-grading reserve. Furthermore, it makes it possible to conduct prospectively the development of the melting mode, taking into account the exergic indexes.

Keywords: exergic analysis, blast furnace smelting, pulverized coal.

REFERENCES

1. Borodulin A.V., Varivoda O.I., Kovtun A.F., Khenkin B.M. *Eksergeticheskiy analiz raboti domennoy pechi na kombinirovannom dute* (Exergic analysis of blast furnace on the combined blast). Moscow, 1990. 46 p. Dep. v Chermetinform 30.11.89, № 5296 – 4 M 89.
2. Stepanov V.S., Stepanova T.B. *Effektivnost' ispol'zovaniya energii*. (The energy efficiency). Novosibirsk: VO «Nauka». Sibirskaya izdatelskaya firma, 1994. 257 p.
3. Brodyanskiy V.M., Fratsher V., Mikhalek K. *Eksergeticheskiy metod i ego prilozheniya* (Exergic method and its application). Moscow: Energoatomizdat, 1988. 288 p.
4. Bol'shakov V.I., Chayka A.L., Lebed' V.V. etc. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promishlennost'*. 2012. № 4. Pp. 36 – 40.

Received June 4, 2013

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Ноздрин И.В., Ширяева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В. Применение электронной микроскопии для аттестации сырья и продуктов плазменного синтеза бор-углеродсодержащих соединений хрома	3
Савинов А.С., Андреев С.М., Тубольцева А.С., Синицкий Е.В. Расчет температурного поля системы отливка – песчано-глинистая форма	10
Рахманов С.Р. Оптимизация динамики процесса пресс-валковой прошивки трубной заготовки	15
Василев Я.Д., Завгородний М.И., Самокиш Д.Н. Исследование положения максимума контактных нормальных напряжений относительно нейтрального сечения при холодной прокатке	21
Харлашин П.С., Бондарь В.И. Влияние мышьяка на устойчивость против коррозии малоуглеродистых низколегированных сталей. Сообщение 1	25
Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г. Анализ сил, действующих на коксовую или угольную топливную насадку в шахтных печах малого диаметра (вагранках)	29
Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Козырева О.Е., Шурупов В.М. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы С–Si–Mn–Cr–V–Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля	34
Деев В.Б., Селянин И.Ф., Пономарева К.В., Юдин А.С., Цецина С.А. Термоскоростная обработка алюминиевых сплавов при литье по газифицируемым моделям	38
Темлянец М.В., Филиппова М.В., Перетятко В.Н., Коновалов С.В. Неоднородность горячей деформации аустенитной стали	40
Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Совершенствование технологии комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом	43

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Баранникова С.А. Структура листового проката из низкоуглеродистой стали после удаления окалины	51
Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл.), Багрец Д.А., Бобров В.П. Измерение микротвердости композита TiN – TiNi, полученного ионно-плазменным осаждением	55
Рахимова У.А., Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Отнюков Я.В., Калитова А.А. Особенности структурообразования при пластической деформации в зоне контакта металлов со слабой растворимостью	59

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Никитин А.Г., Чайников К.А. Влияние зазоров в подшипниках скольжения на надежность работы валковой дробилки	65
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Чайка А.Л., Сохацкий А.А., Москалина А.А. Эксергетический анализ доменной плавки с использованием пылеугольного топлива	68
--	----

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Nozdrin I.V., Shiryaeva L.S., Rudneva V.V., Galevsky G.V. The application of electron microscopy for the assessment of raw materials and products of the plasma synthesis of boron-carbon-chromium compounds	3
Savinov A.S., Andreev S.M., Tuboltseva A.S., Sinitskii E.V. The calculation of the temperature field of «sand and clay form – cast» system	10
Rahmanov S.R. Optimization of process dynamics press roll billets firmware	15
Vasilev Ya.D., Zavgorodniy M.I., Samokish D.N. The investigation of the maximum position in contact normal stresses relative to the neutral plane by the cold rolling	21
Kharlashin P.S., Bondar V.I. The influence of arsenic on the resistance of low-carbon and low-alloyed steels against atmospheric corrosion. Part 1	25
Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G. The analysis of the forces acting on a coke packing or coal fuel nozzle into small diameter shaft furnaces (cupola)	29
Kozyrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Kozyreva O.E., Schurupov V.M. The influence of the introduction of the charge flux-cored wire system with C–Si–Mn–Cr–V–Mo carbon-fluorine-containing additives and nickel	34
Deev V.B., Selyanin I.F., Ponomareva K.V., Yudin A.S., Tsetsorina S.A. Thermospeed machining of aluminum alloys by gasified modulus casting	38

Temlyantsev M.V., Filippova M.V., Peretyatko V.N., Kononov S.V. Hot deformation inhomogeneity of austenitic steel	40
Feyler S.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. The improved technology of combined blowing of a converter bath with oxygen and indifferent gas	43

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Kononov S.V., Barannikova S.A. The structure of low carbon steel rolled sheets after mill scale removing	51
Rubanic V.V., Rubanic V.V. (jr.), Bagrets D.A., Bobrov V.P. Microhardness measurement of TiN – TiNi composite obtained by ion-plasma deposition	55
Rachimova U.A., Kveglis L.I., Noskov F.M., Otnyukov Y.V., Kalitova A.A. Structure peculiarities during plastic deformation in the contact zone of a metal with a weak solubility	59

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Nikitin A.G., Chaynikov K.A. The influence of gaps in bearings on the reliability of the roll crusher	65
--	----

BRIEF COMMUNICATIONS

Chayka A.L., Sokhatsky A.A., Moskalina A.A. Exergic analysis of blast furnace smelting with the use of pulverized coal	68
---	----

Подписано в печать 6.05.2014. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4191.

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