

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

4

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2013

---

**Главный редактор:**

Ю.С. ЮСФИН

**Заместитель главного редактора:**

С.П. МОЧАЛОВ

**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

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование  
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

*«Материаловедение и нанотехнологии»*

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати  
Сибирским государственным индустриальным университетом

**Адреса редакции:**

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

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

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

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

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» ([www.rusmet.ru](http://www.rusmet.ru))

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

E-mail: [ferrous@misis.ru](mailto:ferrous@misis.ru)

[http://www.sibsiu.ru/Divisions\\_RedJizVz.shtml](http://www.sibsiu.ru/Divisions_RedJizVz.shtml)

E-mail: [redjizvz@sibsiu.ru](mailto:redjizvz@sibsiu.ru)

*Е.М. Баранов, Е.В. Шукин, А.С. Гребенников,  
М.А. Колесников, Ри Хосен*

Дальневосточный государственный университет путей сообщения (г. Хабаровск)

## СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ ЖЕЛЕЗОМЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В ГРАФИТОВОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ

**Аннотация.** Рассмотрен дуговой способ получения железомедных сплавов из отходов оловянной руды. Рассматриваемые вопросы согласуются с парадигмой И.П. Бардина по безотходной переработке минерального сырья. Исследованы технология получения, состав, микроструктура опытных сплавов. Результаты имеют практическую значимость, и их реализация в промышленности может внести существенный вклад в развитие ресурсосберегающих технологий.

**Ключевые слова:** дуговой способ, железомедные сплавы, ресурсосберегающие технологии.

## THE COMPOSITION, MICROSTRUCTURE AND FEATURES OF Fe – Cu ALLOYS OBTAINED IN CARBON MOLD BY ARC

**Abstract.** This article describes the arc method of obtaining Fe – Cu alloys from tin ore wastes. The questions are discussed connected with Bardin's paradigm of waste-free processing of mineral raw materials. The technology of obtaining, composition and microstructure of alloys are investigated. The results have practical importance. It will be serious contribution into development of resource-saving technologies if results are implemented in industry.

**Keywords:** arc process, Fe – Cu alloys, resource-saving technologies.

В 60-х годах прошлого века за рубежом были проведены исследования, устанавливающие возможность плазменного рудовосстановительного процесса. Эти исследования навели на мысль о разработке электрохимических процессов восстановления тугоплавких металлов с использованием в качестве сырья рудных минералов Дальневосточного региона. Поиск был начат в 1991 г. на кафедре «Технология металлов» Дальневосточного государственного университета путей сообщения. Приводимые специалистами кафедры в последующих работах данные по электродуговому и электрошлаковому восстановлению вольфрама, титана, циркония, хрома и железа так или иначе связаны с процессом жидкофазного электрохимического восстановления тугоплавких металлов в металлическом кристаллизаторе [1] или на массивной металлической подложке.

Одновременно с этими исследованиями был проведен поиск эффектов восстановления тугоплавких и других металлов из оксидных и сульфидных расплавов в Тихоокеанском государственном техническом университете. Одним из аспектов поиска было исследование переработки отходов оловянной руды. Отходами оловоперерабатывающего производства являются железомедные сульфидные концентраты, содержащие 20 – 25 % Cu, 1,5 – 2,0 % Zn, 1,5 – 2,0 % Pb, 1,33 % As, 36,5 % Fe, 31,6 % S. Эти отходы можно использовать в качестве сырья для получения медных лигатур и желе-

зомедных сплавов на участках цветного литья; речь идет о полном металлургическом цикле переработки. Для получения таких сплавов оказалось достаточным осуществить обжиг концентрата с последующей дуговой плавкой в графитовом кристаллизаторе.

Структура этих сплавов очень напоминает литую и обладает рядом особенностей. Во-первых, в микроструктуре железомедных сплавов видны области расслоения компонентов, т. е. медь и железо перемешаны в виде мелких округлых включений, что свидетельствует о монотектическом характере кристаллизации железомедных сплавов (рис. 1). Во-вторых, помимо расслоения расплава на медь и железо, в структуре наблюдаются неметаллические включения – недиссоциированные сульфиды и оксиды. В-третьих, микрорентгеноструктурным анализом на установке MAP-3 показано наличие обогащенных медью (зона I) и железом (зона II) областей в мелкодисперсной смеси, а также зоны железомедных сплавов (зона III), состоящей из обогащенных железом и медью микрообластей (рис. 2). В-четвертых, микротвердость структурных составляющих твердых растворов (сплав Fe – Cu и сплав Cu – Fe) зависит от металлической основы.

Из данных таблицы следует, что в зоне I микротвердость  $\alpha$ -твердого раствора ниже, чем микротвердость включений. Микротвердость твердого раствора на основе железа и включений (зона II) имеет более высокие

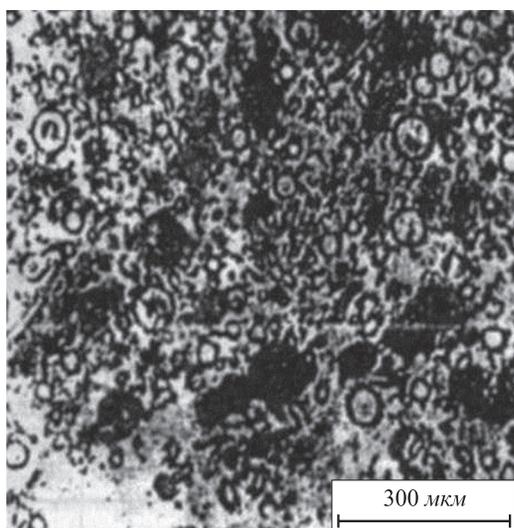


Рис. 1. Микроструктура железомедных сплавов

значения, чем микротвердость соответствующих фаз медной основы. В зоне III, в области скопления меди (медная основа) значения микротвердости твердого раствора и включений соответствуют микротвердости структурных составляющих зоны I, в области скопления железа (железная основа) микротвердость твердого раствора практически не изменяется, остается, как в зоне II, а микротвердость включений существенно снижается.

Прикладной аспект использования этих сплавов дает следующие направления:

- разделение меди и железа путем размол с последующей магнитной сепарацией и использование меди в синтезе бронз для художественного литья;
- использование лигатуры Fe – Cu при подшивке бронз;
- использование полученных сплавов для изготовления износостойких электропроводящих контактов.

Предлагаемые сплавы и технологию их получения можно рассматривать как один из возможных вариантов ресурсосберегающих технологий.

#### Микротвердость структурных составляющих железомедных сплавов

Зона	Металлическая основа	Среднее значение микротвердости HV <sub>50</sub>	
		включения	твердый раствор
I	Медная Cu – Fe	15,74	14,80
II	Железная Fe – Cu	50,19	61,66
III	Железомедная:		
	а – железная	19,42	57,48
	б – медная	16,45	13,56

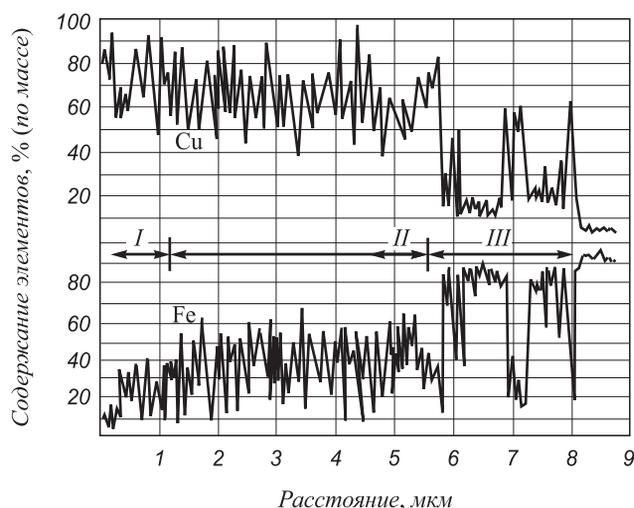


Рис. 2. Распределение компонентов в различных структурных составляющих сплава Cu – Fe

В практике литейного производства сложилась ситуация, когда медь становится все более дорогим и дефицитным материалом. Это заставляет искать новые нетрадиционные способы ее получения. В этом плане большой привлекательностью обладают касситеритовые концентраты предприятия ООО «Дальневосточная горнорудная компания», содержащие значительное количество меди и железа.

Очевидно, что на участках цветного литья невозможно организовать полный металлургический цикл получения меди, включающий конвертирование штейна и его окислительное рафинирование для получения черновой меди. Поэтому в настоящей работе исследована возможность разработки компактного, легко встраиваемого в любой участок цветного литья производства лигатур Fe – Cu. Предложен цикл переработки, включающий обжиг сульфидной руды дутьем, обогащенным кислородом, а также плавку обожженного концентрата в графитовом кристаллизаторе (тигле) электрической дугой прямого действия.

В ходе исследований делались попытки повысить степень окисления концентрата путем добавки в расплав окислителя Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Однако они не увенчались успехом. Тем не менее, в структуре штейна наблюдались прожилки меди и железа, которые располагались в матрице оксидных и сульфидных соединений.

Плавка в кристаллизаторе имеет ту особенность, что не позволяет осуществить полное расплавление восстановленных тугоплавких металлов [2, 3]. В частности, температура сульфидно-оксидной ванны не превышает 1200 °С, при этом температурный градиент может составлять до 50 К/см (323,15 °С/см). Все это говорит о затрудненности капельного переноса выделяющихся металлов. Однако опыт жидкофазного восстановления вольфрама и циркония из соответствующих концентратов (шеелита и бадделеита) говорит о возможности выделения тугоплавких металлов на дне кристаллизатора.

Поэтому в отношении сплавов Fe – Cu была опробована технология засыпки зеркала сульфидно-оксидного расплава специальным гарнисажем и замыкания верхнего электрода на гарнисажный слой. Этим, во-первых, снижали напряженность электрического поля на дуге, что позволяло снизить испарение меди; во-вторых, достигали более полного прогрева ванны.

Далее было установлено, что кислая футеровка стенок кристаллизатора тоже способствует выделению металлического слоя на дне кристаллизатора. В итоге получены железомедные сплавы. Структуры полученной лигатуры Fe – Cu приведены на рис. 3.

Темные пятна на шлифах в междендритных областях представлены неразложившимися сульфидами. Механизм переноса в ходе таких «холодных» плавок пока недостаточно выяснен. Но совокупность феноменов, родственных такому явлению, можно перечислить: термодиффузия и обратная ликвация меди при кристаллизации сплавов Ag – Cu, платиноидов при кристаллизации золота в аффинажном процессе, обратная ликвация кремния в силуминах, дрейф ионных меток вдоль межфазных границ, гетерогенный катализ, эффект Киркендейла.

Каким именно образом протекает «сеточный» перенос, судить пока сложно, но наличие сетки выделяющегося металла в затвердевающих шлаках и штейнах после такой обработки несомненно. Обращает на себя внимание сходство картины выделения металлов из штейна с картиной выделения жильных самородных месторождений золота, серебра и меди. Однако ясно, что подбор оптимальных технологических условий позволяет получать железомедные лигатуры. Их можно использовать для подшихтовки алюминиевых бронз, некоторых видов латуней, а также получения сплавов (керметов) для электропроводящих контакторов в реле.

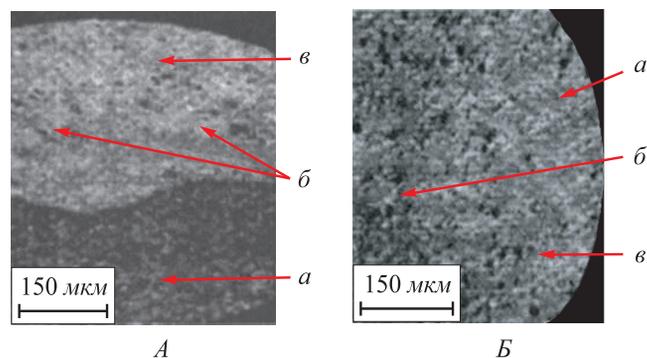


Рис. 3. Микроструктуры железомедного сплава (А) и железомедного сплава с неметаллическими включениями (Б): а – медная основа; б – неметаллические включения; в – железная основа

**Выводы.** Проведенными исследованиями подтверждена парадигма И.П. Бардина, согласно которой отходы одних производств должны являться сырьем для других.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабенко Э.Г., Кузьмичев Е.Н., Лукьянчук А.В., Лихачев Е.А. // Вестник института тяги и подвижного состава. 2007. Вып. 4. С. 140 – 143.
2. Ри Хосен, Баранов Е.М., Щукин Е.В., Гребенников А.С. – В кн.: Принципы и процессы создания неорганических материалов. Материалы международного симпозиума. – Владивосток: Дальнаука, 2002. С. 181 – 183.
3. Ри Хосен, Баранов Е.М., Щукин Е.В., Гребенников А.С. – В кн.: Литейное производство сегодня и завтра. Тез. докладов 3-й Всероссийской научно-практ. конференции. – СПб.: Изд-во СПб политехн. ун-та, 2002. С. 79 – 81.

© 2013 г. Е.М. Баранов, Е.В. Щукин,  
А.С. Гребенников, М.А. Колесников, Ри Хосен  
Поступила 22 июня 2012 г.

*И.В. Ноздрин, В.В. Руднева*

Сибирский государственный индустриальный университет

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НИКЕЛЬ – НАНОБОРИД ХРОМА

**Аннотация.** Исследованы структура и свойства композиционных покрытий никель – наноборид хрома. Установлено, что наносостояние диборида хрома обеспечивает при использовании его в технологии композиционного никелирования формирование мелкозернистой структуры, уменьшение внутренних напряжений и улучшение их физико-механических свойств, проявляющееся в повышении твердости, сопротивления износу и коррозии в жидких и газовых средах. Изотермический отжиг композиционных покрытий способствует повышению прочности сцепления с основой.

**Ключевые слова:** никель, диборид хрома, нанопорошок, композиционные покрытия, структура, свойства.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOSITE COATINGS OF NICKEL – CHROMIUM BORIDE NANO

**Abstract.** The structure and properties of the composite coatings of nickel - chromium boride nano are investigated. It was set that the chromium diboride state of nano provides when used in the technology of composite nickel formation of fine-grained structure, reducing internal stress and improve their physical and mechanical properties, is to increase the hardness, resistance to wear and corrosion in liquid and gaseous media. Isothermal annealing of composite coatings improves adhesion to the substrate.

**Keywords:** nickel, chromium diboride, nanopowder, composition coating, structure, properties.

Композиционные электроосаждаемые покрытия (КЭП) получают при совместном осаждении металлов с дисперсными частицами различных размеров и видов. Включаясь в металлическую матрицу, частицы улучшают эксплуатационные свойства покрытий и придают им новые качества. Существенный интерес в качестве дисперсной фазы КЭП представляют высокотемпературные бориды, достаточно востребованные в современной технике для получения износо- и жаростойких материалов и производимые различными технологическими способами, в том числе и в виде нанопорошков [1, 2]. Однако свойства композиционных электроосаждаемых покрытий, содержащих нанопорошки (НП) боридов (наноборидов), практически не изучены. В связи с этим в настоящей работе исследованы структура и основные свойства (твердость, прочность сцепления со стальной основой, внутренние напряжения, коррозионные свойства, износостойкость) композиционного покрытия на основе никеля с наноборидом хрома  $\text{CrB}_2$ . Для сравнения изучены свойства КЭП с микропорошком (МП)  $\text{CrB}_2$  и «чистого» никелевого покрытия, т.е. никелевой матрицы.

Для упрочнения никелевой матрицы использовались нанопорошок и микропорошок диборида хрома, соответственно содержащие 94,02 и 93,50 % (по массе)  $\text{CrB}_2$ , имеющие удельную поверхность 35 000 и 800  $\text{м}^2/\text{кг}$ , размерный диапазон частиц 20 – 70 нм и 1 – 6  $\mu\text{м}$  с преимущественно сферической и осколочной, непра-

вильной формой. Наночастицы борида склонны к образованию микроагрегатов размером до 150 – 180 нм. Осаждение КЭП Ni – НП  $\text{CrB}_2$  осуществляли из слабокислого сульфатного электролита, содержащего различные добавки, следующего состава: 245  $\text{кг}/\text{м}^3$   $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ ; 30  $\text{кг}/\text{м}^3$   $\text{H}_3\text{BO}_3$ ; 20  $\text{кг}/\text{м}^3$   $\text{NaCl}$ ; 6  $\text{кг}/\text{м}^3$   $\text{NaF}$ , при концентрации нанопорошка в электролите 5 – 10  $\text{кг}/\text{м}^3$ , значениях  $\text{pH}$  5,0 – 5,5, катодной плотности 1,0  $\text{кА}/\text{м}^2$ , температуре 323 К и постоянном перемешивании электролита. При осаждении КЭП Ni – МП  $\text{CrB}_2$  концентрация микропорошка в электролите составляла 60 – 80  $\text{кг}/\text{м}^3$ , катодная плотность тока равна 0,5  $\text{кА}/\text{м}^2$ . Для осаждения чистых никелевых покрытий использовали электролит такого же состава, не содержащий дисперсной фазы. КЭП всех видов осаждали на стальную основу (сталь марки 3).

Тонкую структуру композиционных электроосаждаемых покрытий с нанопорошком исследовали методами электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии в лаборатории ЭТМ НИЦ КП «Материаловедение в металлургии» НИТУ «МИСиС».

Для изучения основных морфологических типов микро- и нанопорошков, определения их формы и линейных объектов использовали полевой эмиссионный растровый электронный микроскоп JSM-6700 F с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии JED-2300 F, укомплектованный конической объективной линзой с сильным возбуждением. Такая объективная линза обеспечивает гарантированное раз-

решение 1,0 нм при ускоряющем напряжении 20 кВ и 2,2 нм при 1 кВ. На первом этапе исследования формировалось изображение микрорельефа поверхности образцов во вторичных электронах. Далее при относительно небольшом, но достаточном для идентификации всех объектов увеличении (2000 – 3000) осуществлялся обзор всей поверхности приготовленных образцов с целью выявления наиболее характерных участков их поверхности. На этих характерных участках проводился более подробный анализ при небольших увеличениях, позволяющих достоверно определить форму, длину и диаметр микро- и нано-объектов.

Для определения элементного состава образцов КЭП использовался метод энергодисперсионной спектроскопии на растровом электронном микроскопе JSM-6480 LV с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии INCA. Этот метод в сочетании с растровой электронной микроскопией позволяет проводить количественный элементный анализ в интервале от  $V$  до  $U$  в объеме порядка 1 – 3 кубических мкм. Чувствительность метода составляет 0,1 % (атом.). Относительная погрешность измерения равна 5 %.

Микротвердость  $H_M$  покрытий измерялась на микротвердомере ПМТ-3 методом статического вдавливания перпендикулярно слою покрытия индентора при нагрузке 0,49 Н. Микротвердость покрытий определялась на образцах толщиной 40 мкм по 5 – 6 измерениям диагонали отпечатка. Внутренние напряжения  $\sigma$  покрытий измеряли методом деформации гибкого катода и рассчитывали по формуле

$$\sigma = \frac{E d_k a}{3 l_k^2 d_n}, \quad (1)$$

где  $E$  – модуль упругости металла катода;  $d_k$  и  $d_n$  – толщина катода и покрытия;  $a$  – отклонение нижнего конца катода;  $l_k$  – длина участка катода с покрытием.

Прочность сцепления покрытий со стальной основой оценивали методом сдвиговых нагрузок, для чего образцы соединяли клеем ВК-9 при площади склеивания  $0,35 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ , толщине слоя  $0,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$  и после высыхания в течение 24 ч испытывали на разрывной машине модели Р-0,5. Защитную способность покрытий оценивали по величине токов коррозии ( $i_{\text{кор}}$ ) между покрытием и основой в нейтральном электролите, а также по скорости газовой коррозии образцов при нагревании на воздухе. Коррозионные токи определяли методом Розенфельда. Скорость окисления покрытий находили непрерывным взвешиванием образцов, помещенных в вертикальную трубчатую печь. Износостойкость покрытий толщиной 40 мкм определяли в условиях сухого трения. В качестве контртела использовался стальной шар диам. 0,014 м, выполненный из стали марки ШХ15 и закаленный до твердости 40 HRC, вращающийся под нагрузкой 0,8 Н со скоростью 2 об/с.

## Структура КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub>

При электроосаждении КЭП материал композиционного осадка начинает формироваться непосредственно в электролите, о чем свидетельствует наличие на внешней оболочке частиц, взвешенных в электролите, тонкого слоя металла, увеличивающего радиус частиц более чем в 2 раза (рис. 1). В дальнейшем малый радиус частиц и большое отношение площади к массе частиц вызывает более легкое зарастивание их в никелевой матрице. При этом влияние субповерхностных дефектов (центров адсорбции и кристаллизации металла) возрастает, так как эффективность влияния дальнедействующих напряжений на частицы малого радиуса выше. При соударении и удержании частиц малого размера на поверхности подложки (на первом этапе электролиза), а затем и на фронте растущих кристаллитов, согласно работе [3], под действием капиллярных сил возникают контактные напряжения  $\sigma_k$ , определяемые в основном площадью соприкосновения:

$$\sigma_k = \frac{Jb}{x}, \quad (2)$$

где  $J$  – модуль сдвига ( $J_{\text{Ni}} = 4 \cdot 10^{10} \text{ Н/м}^2$ );  $b = 2,5 \cdot 10^{-10} \text{ м}$  – величина вектора Бюргерса;  $x$  – радиус площадки соприкосновения, м.

Для наночастиц ( $R = 20 - 30 \text{ нм}$ ) при соотношениях  $x/R = 0,1$  величина  $\sigma_k = (3,3 \div 5,0) \cdot 10^9 \text{ Н/м}^2$ , что превышает напряжение течения для никеля. Для крупных ( $R = 1 - 5 \text{ мкм}$ ) частиц  $\sigma_k = (0,2 \div 1,0) \cdot 10^4 \text{ Н/м}^2$ , т.е. степень пластической деформации тем выше, чем меньше величина  $R$ . Таким образом, наночастицы прочнее, чем крупные, прикрепляются к поверхности, легче и равномернее врастают в осадок. По данным исследований подобных структур, формирующихся при электроосаждении КЭП Ni – НП NbN, описанных в работе [4], предпочтительными местами закрепления являются границы зерен и границы раздела феррит – цементит в перлитных колониях. При удалении от подложки частицы прикрепляются к уже вросшим в осадок включениям, благодаря чему образуются своеобразные цепочки,

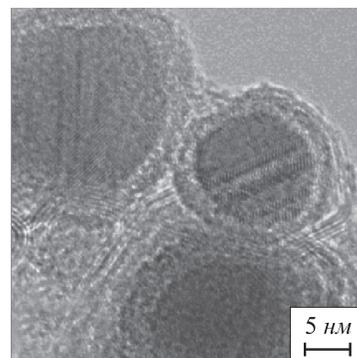


Рис. 1. Микрофотография (РЭМ) наночастиц соединения CrB<sub>2</sub> с никелевой оболочкой

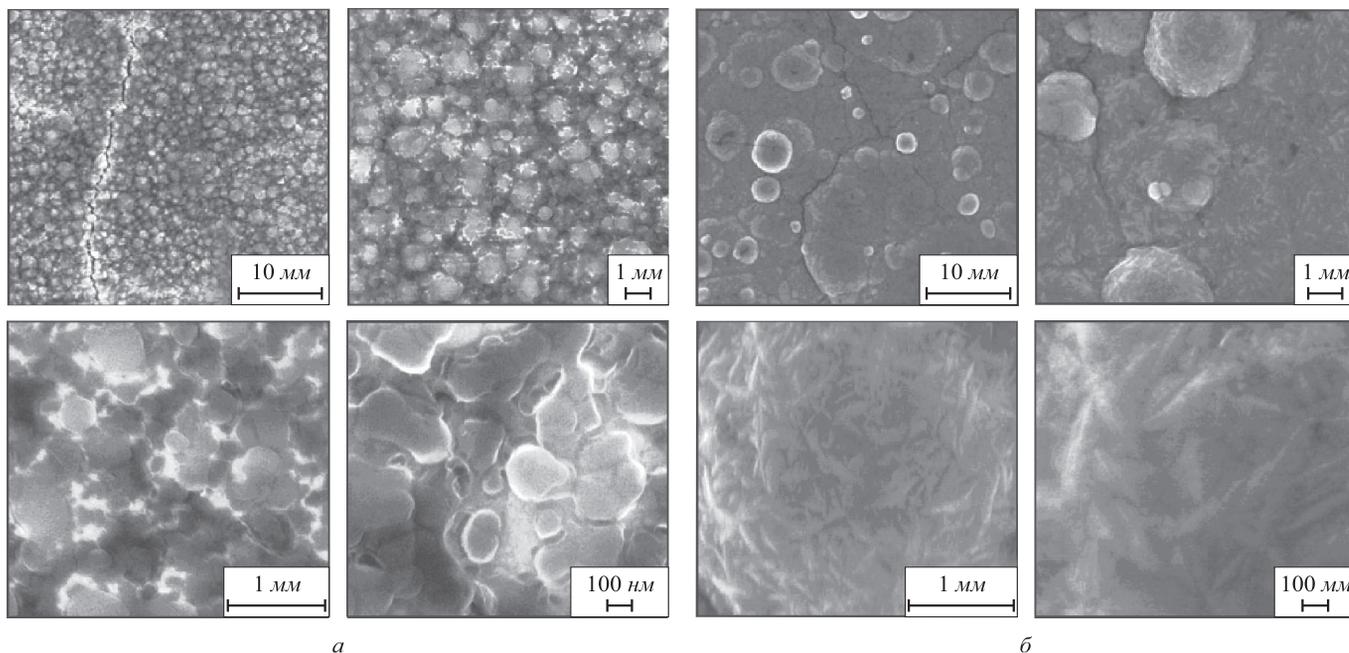


Рис. 2. Микрофотографии (РЭМ) поверхности электроосажденного никеля (а) и КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> (б)

ориентированные нормально к поверхности. В результате в никелевом покрытии формируется мелкозернистая структура (рис. 2), в которой зерна осадка ориентированы нормально к подложке и характеризуются отношением диаметра (0,5 – 0,8 мкм) к длине 0,2 – 0,6.

Анализ рентгеновских энергодисперсионных спектров электроосажденного никеля и КЭП (рис. 3, 4) подтверждает присутствие в них следующих веществ: Ni, O и Ni, Cr, B, O. Количественные соотношения их близки к определенным химическим анализом. Элементный

химический состав электроосажденного никеля и КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> представлен ниже:

Элемент	Ni	O	Cr	B
Содержание элемента в отдельных точках покрытия, % (по массе):				
спектр 1	98,23	1,77	–	–
спектр 2	98,28	1,72	–	–
спектр 3	97,56	1,70	0,51	0,23

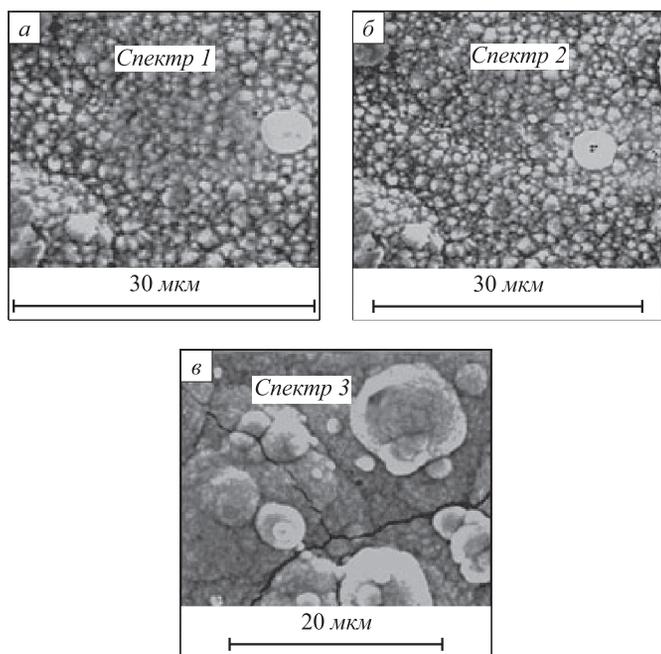


Рис. 3. Изображение (РЭМ) электроосажденного никеля (а, б) и КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> (в) с указанием точек определения элементного состава (спектры 1, 2, 3 соответственно)

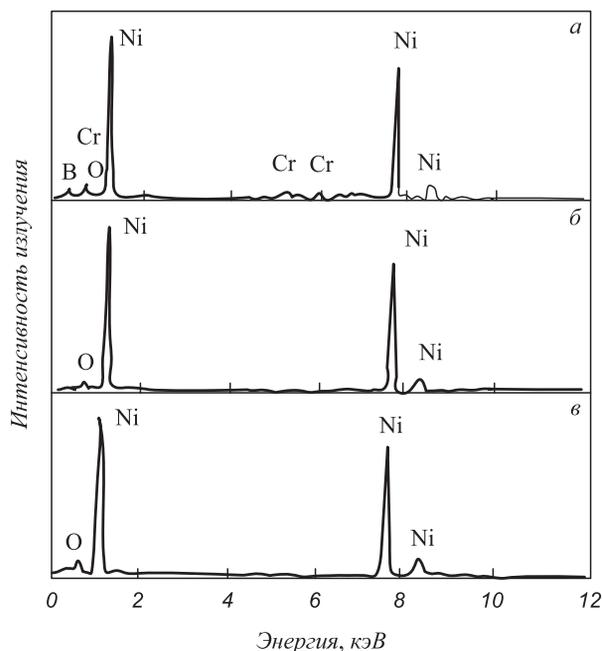


Рис. 4. Рентгеновские энергодисперсионные спектры электроосажденного никеля (а – спектр 1; б – спектр 2) и КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> (в – спектр 3), характеризующие качественный состав покрытий

Так, по данным рентгеновского энергодисперсионного микроанализа содержание диборида хрома в покрытии составляет 0,74 % (по массе), а при определении весовым методом, т.е. по величине нерастворенного осадка – 0,62 % (по массе). При этом картина распределения веществ Cr и В в покрытии толщиной 30 мкм (рис. 5, б) подтверждает его композиционный характер.

### Физико-механические свойства КЭП Ni – CrB<sub>2</sub>

Исследовали микротвердость, прочность сцепления со стальной основой, внутренние напряжения и защитные характеристики композиционных и никелевых покрытий.

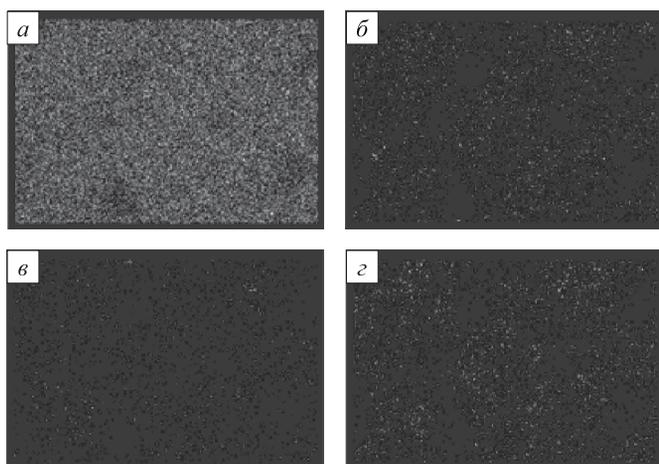


Рис. 5. Результаты микрорентгенспектрального анализа распределения основных элементов в КЭП Ni – NiCrB<sub>2</sub>:  
а – Ni; б – Cr; в – B; г – O

Микротвердость покрытий с нанопорошком диборида хрома составляла 4,4 – 4,7 ГПа при содержании второй фазы 0,59 – 0,65 %, а с микропорошком – 3,8 – 3,9 ГПа при 2,47 – 2,86 %. Микротвердость никелевой матрицы изменялась в пределах 2,4 – 2,5 ГПа.

Прочность сцепления КЭП Ni – NiCrB<sub>2</sub> со стальной основой составляет 31,2 – 33,3 МПа. Результаты измерения внутренних напряжений покрытий и коррозионных токов приведены в таблице. Включение дисперсных частиц в покрытие приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании нанопорошка диборида хрома. Так, если при толщине 40 мкм композиционное покрытие с микропорошком диборида хрома имеет внутренние напряжения в 2,0 раза меньше, чем у чистого никеля, то с наночастицами – в 3,69 раза. Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры растущего осадка за счет распределенных в нем частиц дисперсной фазы. Внедрение большего количества частиц микропорошка по сравнению с нанопорошком приводит к неравномерной деформации матрицы, захватывающей большие группы зерен, и, как следствие этого, к повышению внутренних напряжений и к снижению коррозионных характеристик [5].

Коррозионные свойства покрытий оценивались по величине токов коррозии и скорости газовой коррозии при нагревании на воздухе. Как показывают приведенные в таблице значения, величина коррозионных токов, возникающих в композиционных покрытиях, намного меньше, чем в никелевой матрице. При толщине покрытия 40 мкм, полученного при использовании микропорошка борида, значение коррозионного тока

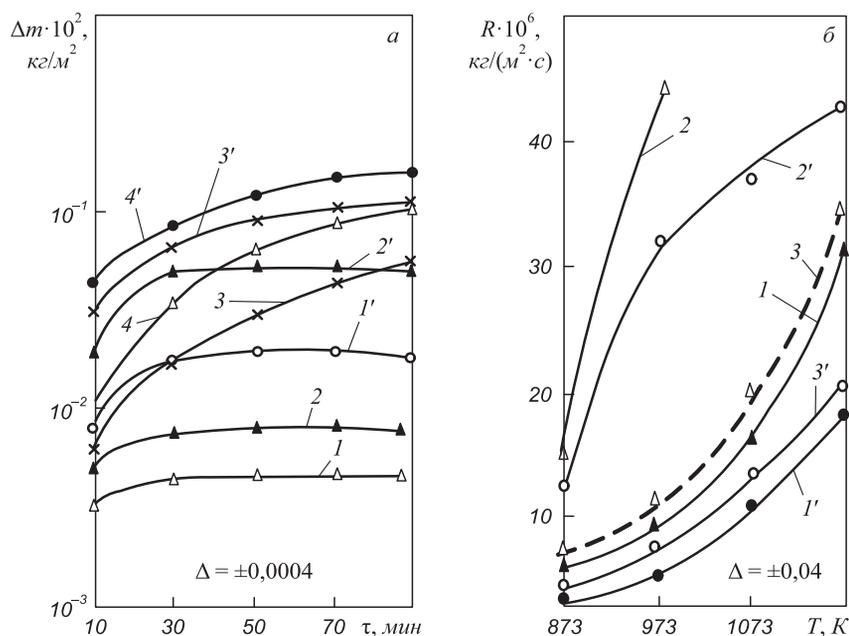


Рис. 6. Жаростойкость покрытий на воздухе:

а – увеличение массы образцов при нагревании на воздухе КЭП Ni – NiCrB<sub>2</sub> (1 – 4) и Ni (1' – 4') при температуре соответственно 873, 973, 1073, 1173 К; б – зависимость скорости окисления на воздухе от температуры КЭП Ni – NiCrB<sub>2</sub> (1, 1'), Ni (2, 2') и КЭП Ni – NiCrB<sub>2</sub> (3, 3') соответственно через 10 и 30 мин

**Значения внутренних напряжений и коррозионных токов в покрытиях разной толщины**

$d_n$ , мкм	$\sigma$ , МПа/ $i_{кор}$ , мкА/см <sup>2</sup>		
	Ni	Ni – НП CrB <sub>2</sub>	Ni – МП CrB <sub>2</sub>
5	9,72/0,304	3,87/0,086	5,76/0,179
10	7,06/0,265	1,63/0,072	3,06/0,161
20	3,74/0,205	0,66/0,043	1,49/0,139
30	1,36/0,173	0,41/0,019	0,72/0,103
40	1,07/0,167	0,29/0,013	0,53/0,059

в нем почти в 2 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения нанопорошка дихорида хрома – меньше почти в 10 раз, что свидетельствует об образовании практически беспористых КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub>, обеспечивающих высокие защитные свойства. Это подтверждается результатами исследования термоокислительной устойчивости покрытий на воздухе, приведенными на рис. 6. Видно, что ход кривых зависимости увеличения массы образцов от времени как никеля, так и композиционного покрытия, описывается параболическим законом. Это можно объяснить образованием на поверхности образцов сплошной защитной оксидной пленки, приводящей с увеличением времени к снижению скорости окисления (рис. 6, б). Жаростойкость композиционных покрытий, включающих нанопорошки дихорида хрома, значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых покрытий через 1,5 ч при температуре 873 К в 4,12 раза, при 973 К в 5,07 раза и при 1073 К в 2,43 раза больше, чем для КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> (рис. 6, а). С увеличением температуры до 1173 К скорость окисления для всех исследуемых материалов увеличивается, причем для композиционных покрытий зависимость более крутая (рис. 6, б). Однако даже в этом случае при температуре 1173 К через 0,5 ч скорость окисления для композиционного покрытия с нанопорошком борида в 2,12 раза меньше, чем у никеля и в 1,17 раза меньше, чем у соединения КЭП Ni – МП CrB<sub>2</sub>, что свидетельствует о более высокой устойчивости его к газовой коррозии.

Результаты исследования износостойкости покрытий приведены на рис. 7. Можно видеть, что КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> превосходит по износостойкости остальные сравниваемые материалы, что свидетельствует о его более высоких эксплуатационных характеристиках.

**Изменение свойств КЭП Ni – CrB<sub>2</sub> при изотермическом отжиге**

По данным работы [6], для получения композиционных электроосажденных покрытий с высокой твердостью после термической обработки в их состав необходимо ввести более 16,4 % (по массе) порошка дихорида хрома, что недостижимо для исследуемых

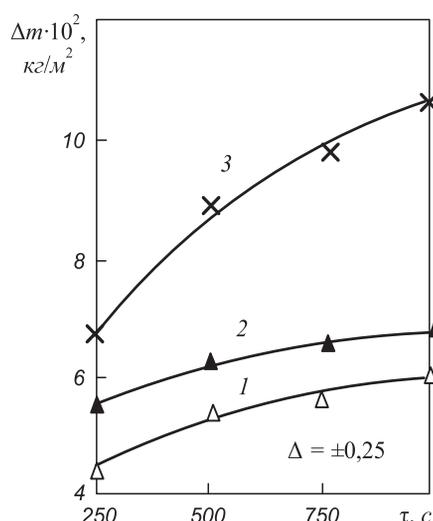


Рис. 7. Износостойкость КЭП Ni – CrB<sub>2</sub>: 1 – КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub>; 2 – КЭП Ni – МП CrB<sub>2</sub>; 3 – Ni

КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> и Ni – МП CrB<sub>2</sub>, насыщение никелевой матрицы в которых происходит при содержании в ней дихорида хрома соответственно 0,62 и 2,87 % (по массе). Однако и в этих ограниченных концентрационных условиях можно ожидать определенного улучшения физико-механических свойств композиционных электроосажденных покрытий в результате термической обработки, инициирующей в покрытии, по данным работы [6] следующие структурные и фазовые превращения: диффузионное растворение дихорида хрома; образование твердого раствора хрома в никеле и боридов никеля, в частности, Ni<sub>3</sub>B; взаимную диффузию компонентов покрытия и подложки с образованием переходной зоны. Из работы [4] следует, что при использовании в КЭП нанодисперсной упрочняющей фазы эти структурные эффекты могут достигаться в более «мягких» температурно-временных условиях.

Образцы КЭП, содержащие 0,60 % (по массе) НП CrB<sub>2</sub> и 2,5 % (по массе) МП CrB<sub>2</sub>, помещались в кварцевые ампулы, вакуумировались и запаивались. После этого ампулы помещались в трубчатую электропечь, обеспечивающую скорость нагрева 0,1 °С/с до заданной температуры, где выдерживались при каждой температуре в течение 120 мин. Исследовалось влияние температурно-временных условий отжига на микротвердость, прочность сцепления со стальной подложкой, износостойкость КЭП. Результаты исследований представлены графически на рис. 8.

В интервале температур 473 – 1273 К повышение температуры отжига способствует увеличению микротвердости композиционного электроосажденного покрытия. Однако характер температурной зависимости микротвердости для исследуемых КЭП различен. Так, для КЭП Ni – МП CrB<sub>2</sub> (кривая 2, рис. 8, а) наблюдается монотонное возрастание микротвердости с 3,8 до 5,2 ГПа при повышении температуры отжига с 473 до 1273 К. Микротвердость КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub>

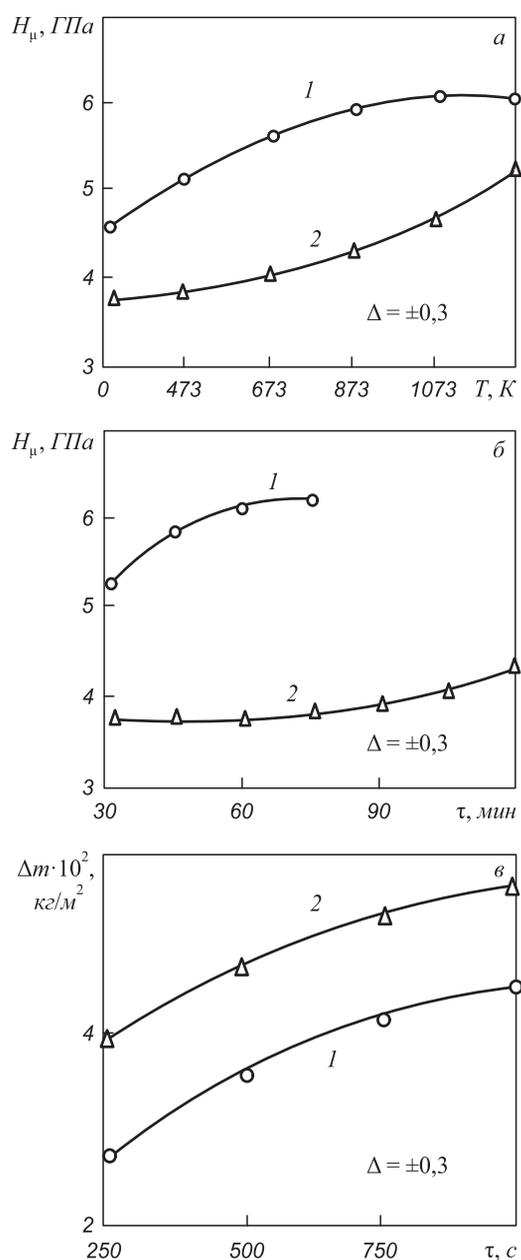


Рис. 8. Зависимость микротвердости КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> (1) и Ni – МП CrB<sub>2</sub> (2) от температуры отжига в вакууме в течение 2 ч (а); от продолжительности отжига в вакууме при температуре 873 К (б); отожженных в вакууме соответственно при температурах 873 и 1273 К в течение 75 и 120 мин (в)

(кривая 1, рис. 8, а) в интервале температур 473 – 873 К возрастает с 5,0 до 6,0 ГПа, а в интервале температур 873 – 1273 К практически не меняется. При этом для достижения максимальных значений микротвердости КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> достаточно отжига в течение 60 – 75 мин (кривая 1, рис. 8, б), в то время как для КЭП – МП CrB<sub>2</sub> необходим отжиг в течение 120 мин (кривая 2, рис. 8, б).

Прочность сцепления КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> с основой, отожженных в вакууме при температуре 873 К

в течение 75 мин, возрастала по сравнению с неотожженными КЭП практически в 1,4 – 1,5 раза и составила 46,8 – 50,0 МПа. Также отмечается повышение в 1,50 – 1,65 раза износостойкости отожженных КЭП (рис. 8, в). При этом потеря массы покрытий КЭП Ni – CrB<sub>2</sub> достигает минимума после термической обработки КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> при 873 К, а КЭП Ni – МП CrB<sub>2</sub> при 1273 К.

Полученный комплекс свойств КЭП Ni – НП CrB<sub>2</sub> позволяет рекомендовать их, в соответствии с предложенной в работе [9] классификацией, к использованию в следующих областях:

- для упрочнения деталей (валов, втулок, опор скольжения, шпинделей и др.), работающих на износ в условиях трения скольжения при средних (1,5 – 2,5 м/с) окружных скоростях и невысоких (5 – 6 МПа) удельных нагрузках;
- для упрочнения деталей, работающих на износ взамен традиционного хромирования в условиях постоянного ужесточения экологических требований;
- для антикоррозионной защиты деталей, работающих в агрессивных средах.

**Выводы.** Наносостояние дихорида хрома обеспечивает при использовании его в технологии композиционного никелирования формирование мелкозернистой структуры и уменьшение внутренних напряжений. Закономерным следствием особенностей структуры композиционных покрытий с нанопорошком дихорида хрома является улучшение их физико-механических свойств, проявляющееся в повышении твердости, сопротивления износу и коррозии в жидких и газовых средах. Изотермический отжиг композиционных покрытий способствует повышению прочности сцепления с основой.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Металлургия, 1991. – 368 с.
2. Жуков М.Ф., Неронов В.А., Галевский Г.В. Новые материалы и технологии. Экстремальные технологические процессы. – Новосибирск: Наука. С. О., 1992. – 183 с.
3. Гегузин Я.Е., Кононенко В.Г. // Физика твердого тела. 1982. Т. 24. № 11. С. 3503 – 3505.
4. Халдеев Г.В., Ягодкина Л.М., Попова Н.А. – В кн.: Сб. науч. тр. «Плазмохимические процессы в технологии нитридов». – М.: ИНХП АН СССР, 1984. С. 71 – 77.
5. Сайфуллин Р.С. Физикохимия неорганических полимерных и композиционных материалов. – М.: Химия, 1990. – 240 с.
6. Гуслиенко Ю.А., Лучка М.В., Яненский В.Н., Хриенко А.Ф. // Порошковая металлургия. 1989. № 3. С. 54 – 58.
7. Руднева В.В. // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России. 2006. Т. 6. № 3. С. 63 – 68.

УДК 669.1(075.8)

Г.П. Вяткин<sup>1</sup>, Г.Г. Михайлов<sup>1</sup>, Ю.С. Кузнецов<sup>1</sup>,  
О.И. Качурина<sup>1</sup>, С.В. Дигонский<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Южно-Уральский государственный университет  
<sup>2</sup> Управляющая горно-рудная компания «Уранцветмет»

## СИСТЕМНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ ЖЕЛЕЗА В АТМОСФЕРЕ ВОДЯНОГО ГАЗА В ПРИСУТСТВИИ УГЛЕРОДА

**Аннотация.** Рассчитаны параметры равновесий, реализующихся при восстановлении оксидов железа в атмосфере водяного газа (CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O) в присутствии углерода. Обсуждаются возможности диаграммного метода представления полученных результатов и построена пространственная диаграмма, представляющая собой совокупность поверхностей трехфазных равновесий, линий четырехфазных равновесий, точка пересечения которых определяет параметры невариантного пятифазного равновесия. Установлены составы водяного газа, равновесного со смесями: Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – C, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – C, FeO – C, FeO – Fe(C) – C, Fe(C) – C и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – Fe(C) – C. Предложен метод графического определения возможных составов водяного газа, равновесного с этими смесями.

**Ключевые слова:** оксиды железа, водяной газ, углерод, фазовые равновесия, пространственная диаграмма.

## RECOVERY PROCESS OF SYSTEMS ANALYSIS OF IRON OXIDE IN THE WATER GAS ATMOSPHERE IN THE PRESENCE OF CARBON

**Abstract.** The parameters of equilibrium in a process of reduction of iron oxides with water gas (CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O) in a presence of carbon are calculated. For the first time the graphical presentations of the results contain space diagram, consisted of combination of surfaces of three phase equilibriums, lines of four phase equilibriums, and point of nonvariant five phase equilibrium obtained as an intersection of abovementioned lines. The equilibrium water gas compositions above the mixtures of Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – C, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – C, FeO – C, FeO – Fe(C) – C and Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – Fe(C) – C are established. The graphical method for determination of water gas compositions above these mixtures is proposed.

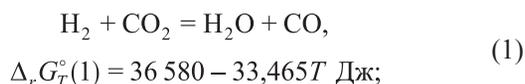
**Keywords:** iron oxides, water gas, carbon, phase equilibriums, space diagram.

В работах [1, 2] обсуждались возможности представления параметров равновесия оксидов железа с водяным газом (ВГ) пространственной диаграммой в координатах  $T - x_{CO} - x_{H_2}$ . При расчетах этих параметров сознательно игнорировалось появление сажистого углерода по реакции  $2CO = C + CO_2$ , которая возможна при больших концентрациях CO и при температурах выше 955 К. Из-за заторможенности такой реакции в системе устанавливаются метастабильные равновесия. Пространственная диаграмма фазовых равновесий позволяет, в частности, правильно интерпретировать характерную для систем оксиды железа – водяной газ температуру 1093 К при сравнении восстановительных способностей водорода и монооксида углерода.

В настоящей работе излагаются результаты расчетов равновесных параметров системы Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – Fe – CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C при  $T < 850$  К и систем Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C, FeO – Fe – CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C при температурах выше 850 К. Предполагается присутствие в таких системах избытка углерода в качестве устойчивой самостоятельной фазы, поэтому образование сажистого углерода несмотря на кинетические характеристики этого процесса не должно сказываться на термодинамических характеристиках, т.е. на равновесных параметрах систем.

Сначала определялись параметры равновесия водяного газа с углеродом в отсутствие оксидов железа. В этом случае при расчетах равновесных состояний

учитывались две независимые реакции:



Трехкомпонентная двухфазная система CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C при постоянной температуре и заданном давлении  $p = 1$  атм ( $10^5$  Па) имеет одну степень свободы. Расчеты равновесных концентраций газа базируются на трех уравнениях:

$$K_1 = \frac{x_{CO}x_{H_2O}}{x_{CO_2}x_{H_2}} = \frac{x_{CO}/x_{CO_2}}{x_{H_2}/x_{H_2O}}; \quad (3)$$

$$K_2 = \frac{x_{CO}^2}{x_{CO_2}} p; \quad (4)$$

$$\sum x_i = x_{CO} + x_{H_2O} + x_{CO_2} + x_{H_2} = 1, \quad (5)$$

где  $x_i$  – молярные доли компонентов газовой фазы;  $K_1$  и  $K_2$  – константы равновесия реакций (1) и (2).

Такая система трех уравнений с четырьмя неизвестными имеет множество решений. Для получения частного решения необходимо задаться каким-либо параметром равновесного состояния системы. Например,

задавшись величиной  $x_{CO}$ , из уравнения (4) рассчитывали  $x_{CO_2}$ ,  $(x_{CO} + x_{CO_2})$  и отношение  $x_{CO}/x_{CO_2}$ . Затем по уравнению (3) вычисляли отношение  $x_{H_2}/x_{H_2O}$ . И, наконец, используя условие нормировки (5), рассчитывали  $x_{H_2}$  и  $x_{H_2O}$ . Результаты таких расчетов для температур 700, 1000 и 1500 К приведены в табл. 1.

Параметры равновесий системы  $H_2 - H_2O - CO - CO_2 - C$  можно представить пространственной диаграммой в координатах  $T - x_{CO} - x_{H_2}$  (рис. 1). Множество точек на поверхности *MLFE* определяют возможные составы водяного газа, равновесного с углеродом. Образующими этой криволинейной поверхности являются изотермические прямые линии, которые могут быть представлены проекциями на плоскость  $x_{CO} - x_{H_2}$  (рис. 2). Для подтверждения линейности изотермических сечений на изотерму 1000 К и на рис. 1, и на рис. 2 нанесены точки, координаты которых взяты из табл. 1.

Из рис. 1 и 2 следует, во-первых, что координаты точек на изотермах соответствуют множеству возможных сочетаний молярных долей  $x_{CO}$  и  $x_{H_2}$  в водяном газе, равновесном с углеродом. Во-вторых, изотермы на рис. 1 и 2 соединяют точки с координатами  $x_{CO} = 0$ ,  $x_{H_2} = 1$  с точками, координаты которых определяют молярную долю  $x_{CO}^*$  в равновесном газе в системе  $CO - CO_2 - C$ , т.е. линия *EF* на рис. 1 есть кривая Белла–Будуара (рис. 3), координаты точек которой соответствуют точкам пересечения изотерм с осью абсцисс на рис. 2. Таким образом, при заданной температуре и давлении 1 атм молярная доля  $CO$  в водяном газе, равновесном с углеродом, изменяется в пределах от нуля до  $x_{CO}^*$ , тогда как молярная доля водорода изменяется в пределах от нуля до единицы. В-третьих, можно построить диаграмму (аналогичную рис. 2), определяющую возможные сочетания молярных долей  $x_{CO_2}$  и  $x_{H_2O}$  в водяном газе, равновесном с углеродом, либо концентрации  $CO_2$  и  $H_2O$  можно вычислить по уравнениям

$$x_{CO_2} = \frac{x_{CO}^2}{K_2}; \quad x_{H_2O} = 1 - (x_{CO} + x_{CO_2} + x_{H_2}).$$

И, наконец, с повышением температуры сумма  $x_{H_2O} + x_{CO_2}$  стремится к нулю, а сумма  $x_{H_2} + x_{CO}$  стремится к единице (табл. 1 и рис. 2), т.е. при высоких температурах (выше 1100 К) водяной газ в присутствии углерода характеризуется максимальной восстановительной способностью.

При анализе равновесных состояний систем оксиды железа – водяной газ – углерод следует учитывать, что при постоянной температуре и заданном давлении системы невариантны и составы газовых фаз, равновесных со смесями твердых веществ  $Fe_3O_4 - FeO - C$ ,  $FeO - Fe_\alpha - C$ ,  $Fe_3O_4 - Fe_\alpha - C$ ,  $Fe_3O_4 - FeO - Fe_\alpha - C$ , строго фиксированы.

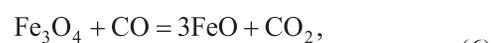
Например, для определения при 850 К параметров равновесия пятикомпонентной пятифазной системы

Параметры равновесия системы  $H_2 - H_2O - CO - CO_2 - C$  при заданных температурах и давлении 1 атм

$x_{CO}$	$x_{CO_2}$	$x_{H_2O}$	$x_{H_2}$	$x_{CO} + x_{H_2}$
<i>T</i> = 700 К				
0,001	$3,7 \cdot 10^{-2}$	0,275	0,720	0,721
0,003	$3,3 \cdot 10^{-2}$	0,515	0,450	0,453
0,005	$9,1 \cdot 10^{-2}$	0,593	0,311	0,316
0,007	0,179	0,592	0,222	0,229
0,010	0,366	0,495	0,130	0,140
0,011	0,443	0,441	0,105	0,116
0,012	0,527	0,379	0,083	0,095
0,013	0,618	0,307	0,062	0,075
0,014	0,717	0,227	0,042	0,056
<b>0,0164</b>	<b>0,9836</b>	<b>0</b>	<b>0</b>	<b>0,0164</b>
<i>T</i> = 1000 К				
0,05	$1,28 \cdot 10^{-3}$	$1,64 \cdot 10^{-2}$	0,932	0,982
0,10*	$5,12 \cdot 10^{-3}$	$3,05 \cdot 10^{-2}$	0,864*	0,964
0,20*	0,0205	0,0513	0,728*	0,928
0,30*	0,0461	0,0625	0,591*	0,891
0,40*	0,0819	0,0639	0,454*	0,854
0,50*	0,1281	0,0557	0,316*	0,816
0,60*	0,184	0,0376	0,178*	0,778
0,70	0,251	0,0097	0,0393	0,740
0,72	0,266	$2,92 \cdot 10^{-3}$	0,0115	0,730
<b>0,7283*</b>	<b>0,2717</b>	<b>0</b>	<b>0*</b>	<b>0,7283</b>
<i>T</i> = 1500 К				
0,05	$1,3 \cdot 10^{-6}$	$7,3 \cdot 10^{-5}$	0,95	1,00
0,10	$5,1 \cdot 10^{-6}$	$1,4 \cdot 10^{-4}$	0,90	1,00
0,20	$2,0 \cdot 10^{-5}$	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,80	1,00
0,30	$4,6 \cdot 10^{-5}$	$3,2 \cdot 10^{-4}$	0,70	1,00
0,40	$8,2 \cdot 10^{-5}$	$3,7 \cdot 10^{-4}$	0,60	1,00
0,50	$1,3 \cdot 10^{-4}$	$3,8 \cdot 10^{-4}$	0,50	1,00
0,60	$1,9 \cdot 10^{-4}$	$3,7 \cdot 10^{-4}$	0,40	1,00
0,70	$2,5 \cdot 10^{-4}$	$3,2 \cdot 10^{-4}$	0,30	1,00
0,80	$3,3 \cdot 10^{-4}$	$2,5 \cdot 10^{-4}$	0,20	1,00
~1	~0	~0	~0	~1,00

П р и м е ч а н и е. Звездочкой помечены концентрации, нанесенные на изотерму 1000 К на рис. 1 и 2; последняя строка – параметры равновесия системы  $CO - CO_2 - C$ , определяемые линией *EF* на рис. 1 и осью  $x_{CO}$  на рис. 2.

$Fe_3O_4 - FeO - Fe_\alpha - CO - CO_2 - H_2 - H_2O - C$  рассчитывали равновесия трех независимых реакций:



$$\Delta_r G_T^\circ(6) = -10\,034 - 38,635T \ln T + 271,78T \text{ Дж};$$

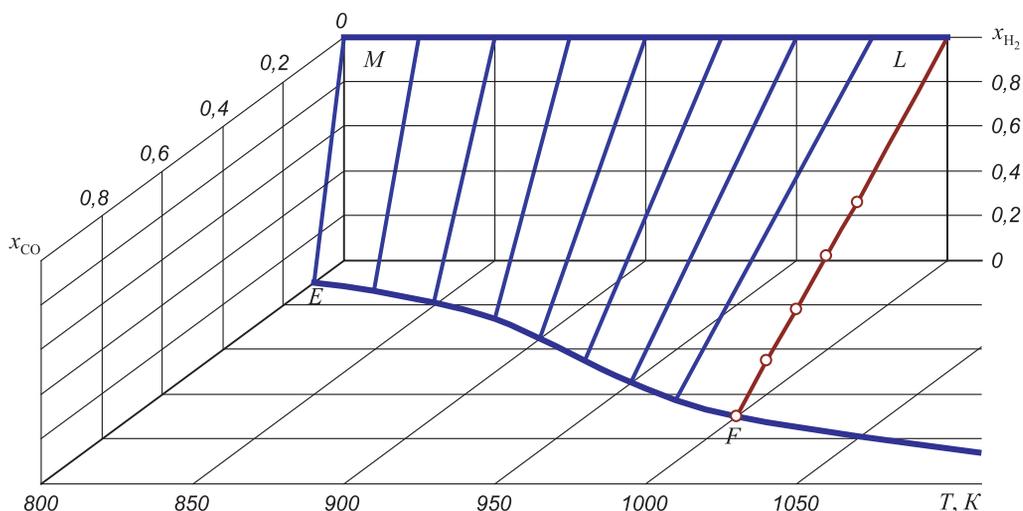


Рис. 1. Параметры равновесия водяного газа с графитом

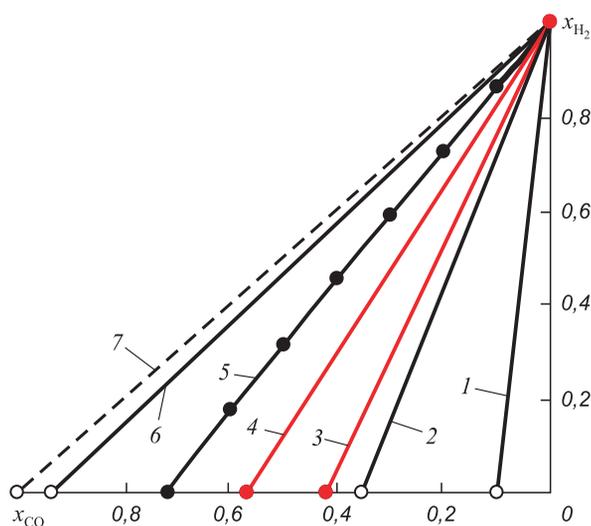
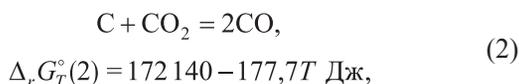
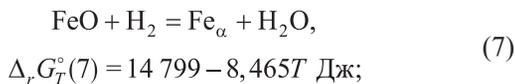


Рис. 2. Возможные концентрации газов-восстановителей в системе  $H_2 - H_2O - CO - CO_2 - C$ : 1 – 800 К; 2 – 900 К; 3 – 917 К; 4 – 955 К; 5 – 1000 К; 6 – 1100 К; 7 – выше 1300 К ( $x_{CO} + x_{H_2} \approx 1$ )



для этого решали систему четырех уравнений с четырьмя неизвестными:

$$K_6 = \frac{x_{CO_2}}{x_{CO}}, \quad K_7 = \frac{x_{H_2O}}{x_{H_2}}, \quad K_2 = \frac{x_{CO}^2}{x_{CO_2}} p, \quad \sum x_i = 1. \quad (8)$$

Такая система имеет единственное решение:

$$x_{CO} = \frac{K_6 K_2}{p}; \quad x_{CO_2} = \frac{K_6^2 K_2}{p};$$

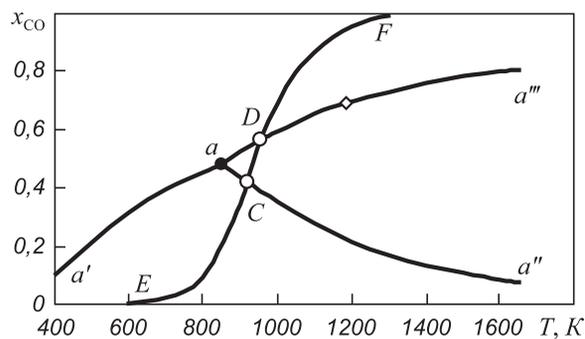
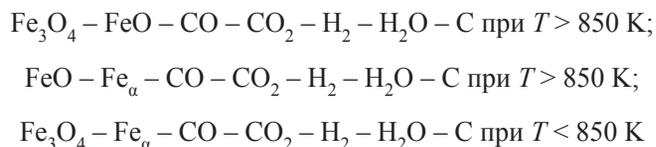


Рис. 3. Параметры равновесия в системе оксиды железа – CO – CO<sub>2</sub> – C: точка C – T = 917 К,  $x_{CO} = 0,419$ ,  $x_{CO_2} = 0,581$ ; точка D – T = 955 К,  $x_{CO} = 0,5654$ ,  $x_{CO_2} = 0,4346$

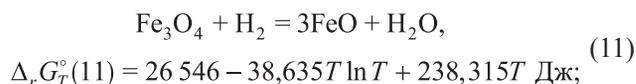
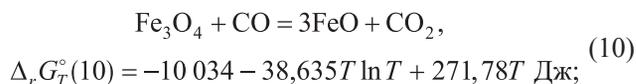
$$x_{H_2} = \frac{p - K_6 K_2 (K_6 + 1)}{p(K_7 + 1)};$$

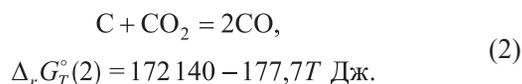
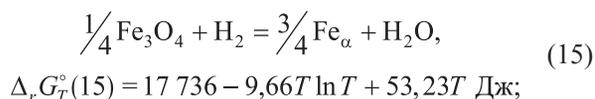
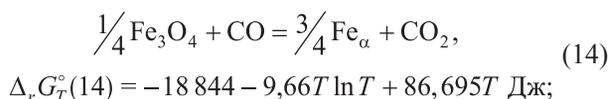
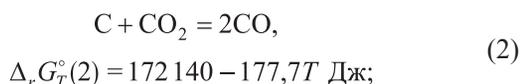
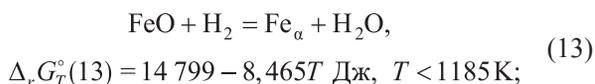
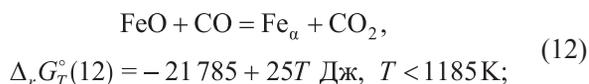
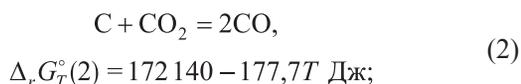
$$x_{H_2O} = K_7 \frac{p - K_6 K_2 (K_6 + 1)}{p(K_7 + 1)}. \quad (9)$$

Аналогично для определения параметров равновесия каждой из четырехкомпонентных четырехфазных систем



рассчитывали равновесия трех независимых реакций:





В этих расчетах решали системы четырех уравнений, таких как система (8), каждая из которых имеет единственное решение, определяемое уравнениями, аналогичными (9). Результаты расчетов приведены в табл. 2, 3, 4 и на рис. 4, 5. Эти рисунки согласуются с известным графиком, представляющим параметры устойчивости Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeO и Fe в газовой смеси CO – CO<sub>2</sub> в присутствии углерода (рис. 3) [3 – 8].

На пространственной диаграмме (рис. 4) точки политермических линий BC, BD и AB определяют равновесные составы газовой фазы систем:

Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C при T > 850 К и p = 1 атм (табл. 2),

FeO – Fe<sub>α</sub> – CO – CO<sub>2</sub> – H<sub>2</sub> – H<sub>2</sub>O – C при T > 850 К и p = 1 атм (табл. 3),

Т а б л и ц а 2

П а р а м е т р ы р а в н о в е с и я в с и с т е м е Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – ВГ – С при давлении 1 атм

T, К	850	860	870	880	890	900	910	917
x <sub>CO</sub>	0,0545	0,0751	0,1029	0,1399	0,1892	0,2543	0,3395	0,4143
x <sub>CO<sub>2</sub></sub>	0,0588	0,0842	0,1196	0,1689	0,2370	0,3308	0,4580	0,5731
x <sub>H<sub>2</sub></sub>	0,6613	0,6109	0,5498	0,4749	0,3826	0,2684	0,1265	0,0077
x <sub>H<sub>2</sub>O</sub>	0,2254	0,2298	0,2277	0,2163	0,1912	0,1471	0,0760	0,0049

П р и м е ч а н и е. Выше 917 К (644 °С) в уравнениях (9) второе слагаемое числителей становится больше единицы и решения не имеют физического смысла.

Т а б л и ц а 3

П а р а м е т р ы р а в н о в е с и я в с и с т е м е FeO – Fe<sub>α</sub> – ВГ – С при давлении 1 атм

T, К	850	870	890	910	920	930	940	950	955
x <sub>CO</sub>	0,0545	0,0891	0,1418	0,2217	0,2751	0,3399	0,4179	0,5118	0,5655
x <sub>CO<sub>2</sub></sub>	0,0588	0,0889	0,1332	0,1951	0,2347	0,2812	0,3356	0,3991	0,4345
x <sub>H<sub>2</sub></sub>	0,6613	0,6050	0,5274	0,4192	0,3502	0,2691	0,1739	0,0625	-5·10 <sup>-5</sup>
x <sub>H<sub>2</sub>O</sub>	0,2254	0,2170	0,1976	0,1640	0,1400	0,1098	0,0726	0,0226	-2·10 <sup>-5</sup>

П р и м е ч а н и е. Выше 955 К в уравнениях (9) второе слагаемое числителей становится больше единицы и решения не имеют физического смысла.

Т а б л и ц а 4

П а р а м е т р ы р а в н о в е с и я в с и с т е м е Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – Fe<sub>α</sub> – ВГ – С при давлении 1 атм

T, К	850	830	800	750	700	650	600	550
x <sub>CO</sub>	0,0545	0,0315	0,0131	0,00261	4,17·10 <sup>-4</sup>	5,0·10 <sup>-5</sup>	4,32·10 <sup>-6</sup>	2,4·10 <sup>-7</sup>
x <sub>CO<sub>2</sub></sub>	0,0588	0,0352	0,0152	0,00348	6,36·10 <sup>-4</sup>	9,1·10 <sup>-5</sup>	9,5·10 <sup>-6</sup>	6,7·10 <sup>-7</sup>
x <sub>H<sub>2</sub></sub>	0,6613	0,7048	0,7477	0,7901	0,8204	0,8480	0,8753	0,9019
x <sub>H<sub>2</sub>O</sub>	0,2254	0,2285	0,2240	0,2038	0,1786	0,1518	0,1247	0,0981

П р и м е ч а н и е. При температурах ниже 700 К концентрации CO и CO<sub>2</sub> исчезающе малы, а концентрация водорода велика.

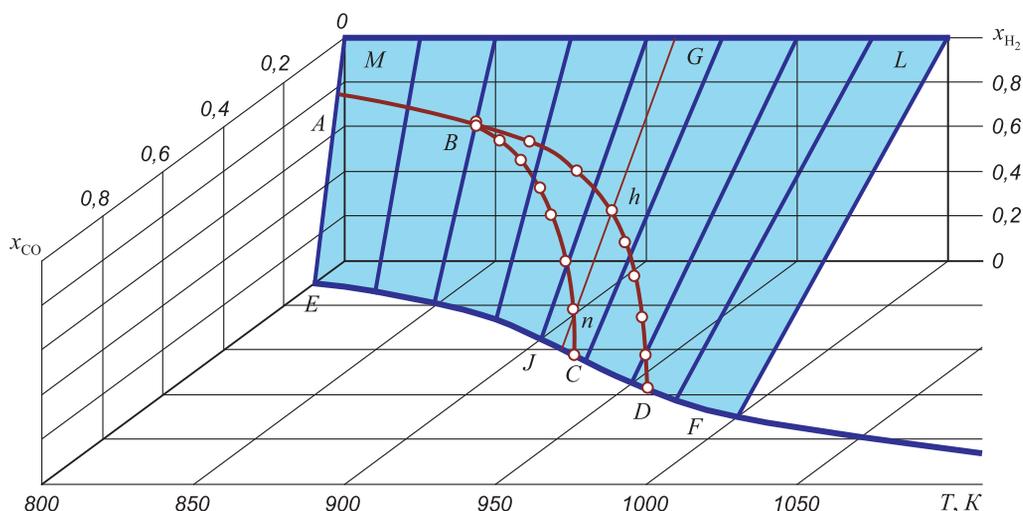


Рис. 4. Параметры равновесий в системах  $Fe_3O_4 - FeO - B - G - C$  (линия  $BC$ );  $FeO - Fe_\alpha - B - G - C$  (линия  $BD$ );  $Fe_3O_4 - Fe_\alpha - B - G - C$  (линия  $AB$ );  $CO - CO_2 - C$  (линия  $ECDF$ ) при давлении 1 атм

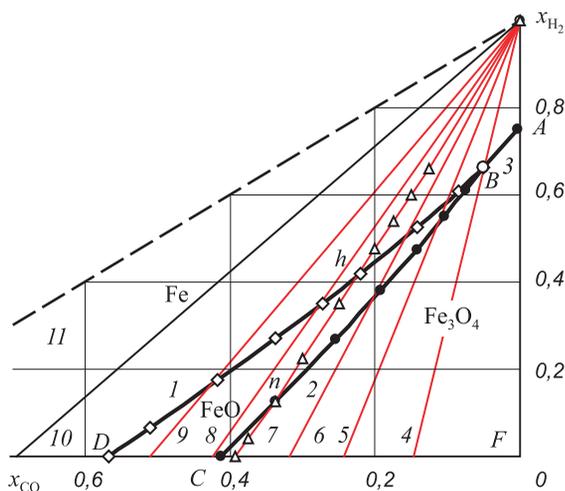


Рис. 5. Концентрации  $H_2$  и  $CO$  в системах  $Fe_3O_4 - FeO - B - G - C$  (линия 2,  $BC$ );  $FeO - Fe_\alpha - B - G - C$  (линия 1,  $BD$ ) и  $Fe_3O_4 - Fe_\alpha - B - G - C$  (линия 3,  $AB$ ); изотермы: 4 – 850 К, 5 – 870 К, 6 – 900 К, 7 – 910 К, 8 – 920 К, 9 – 940 К; 10 – 1000 К, 11 – >1300 К ( $x_{CO} + x_{H_2} \approx 1$ )

$Fe_3O_4 - Fe_\alpha - CO - CO_2 - H_2 - H_2O - C$  при  $T < 850$  К и  $p = 1$  атм (табл. 4).

Линия  $EF$  характеризует систему  $CO - CO_2 - C$  (линия Белла – Будуара, рис. 3):

- фрагмент  $EC$  этой линии определяет параметры равновесия системы  $Fe_3O_4 - CO - CO_2 - C$  при  $T < 917$  К;
- фрагмент  $CD$  – системы  $FeO - CO - CO_2 - C$  при  $T = 917 - 955$  К;
- фрагмент  $DF$  – системы  $Fe_\alpha - CO - CO_2 - C$  при  $T > 955$  К.

Заметим здесь, что криволинейная поверхность  $MGLFDCE$ , на которой расположены линии  $AB$ ,  $BC$ ,  $BD$  и  $EF$ , соответствует поверхности  $MLFE$  на рис. 1. Координаты точек на поверхности  $MLFDDBA$  соответ-

ствуют параметрам устойчивости железа, на поверхности  $DBC$  – устойчивости оксида  $FeO$ , а на поверхности  $ABCE$  – устойчивости оксида  $Fe_3O_4$  в атмосфере водяного газа в присутствии углерода.

При практических оценках удобнее пользоваться графиком, получающимся при проектировании политермических линий  $AB$ ,  $BC$ ,  $BD$  и  $EF$  пространственной фазовой диаграммы на плоскость  $x_{CO} - x_{H_2}$  (рис. 5). Важнейшими параметрами, определяющими устойчивость оксидов  $Fe_3O_4$ ,  $FeO$  и железа, являются температура и концентрации в газовой фазе восстановителей  $x_{CO}$  и  $x_{H_2}$ . Температура на рис. 5 определяется прямыми линиями 4 – 10, представляющими собой проекции изотерм 850 – 1000 К (аналогичные таковым на рис. 2). Как было сказано в пояснениях к рис. 2, изотермические линии соединяют точку  $x_{CO} = 0$  и  $x_{H_2} = 1$  с точками, координаты которых определяются параметрами равновесия реакции газификации углерода. Точки пересечения изотерм 917 и 955 К на рис. 5 с осью  $x_{CO}$  соответствуют координатам точек  $C$  ( $x_{CO} = 0,418$ ,  $x_{CO_2} = 0,582$ ) и  $D$  ( $x_{CO} = 0,565$ ,  $x_{CO_2} = 0,435$ ) и на рис. 3, и на рис. 4. Любые другие точки на изотермах определяют составы газовой фазы, равновесной с  $Fe_\alpha$ ,  $FeO + Fe_\alpha$ ,  $FeO$ ,  $FeO + Fe_3O_4$ ,  $Fe_3O_4$ . Как видно (рис. 5), эти параметры зависят от температуры. Это можно показать расчетами, например для температуры 910 К и общего давления 1 атм (табл. 5, линия 7 на рис. 5 и линия  $GJ$  на рис. 4). Эта изотерма соединяет точку  $G$  ( $x_{H_2} = 1$ ) и точку  $J$  с координатами  $x_{CO} = 0,385$ ,  $x_{CO_2} = 0,615$ ,  $x_{H_2} = x_{H_2O} = 0$ , которая характеризует равновесие реакции (2) при 910 К. Точка пересечения  $n$  изотермы с линией  $BC$  соответствует концентрациям  $x_{CO} = 0,3395$  и  $x_{H_2} = 0,1265$  в водяном газе, равновесном со смесью ( $FeO + Fe_3O_4$ ) и графитом (табл. 2). Точка пересечения  $h$  изотермы с линией  $BD$  соответствует концентрациям  $x_{CO} = 0,2217$  и  $x_{H_2} = 0,4192$  в водяном газе, равновесном с ( $FeO + Fe_\alpha$ ) и графитом (табл. 3). Любая точка на изо-

Результаты расчета концентрации восстановителей CO и H<sub>2</sub> в водяном газе, равновесном с графитом и оксидами железа

Концентрация	Значения $x$ для устойчивости				
	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> + FeO точка $n$	FeO	FeO + Fe точка $h$	Fe
$x_{CO}$	$> 0,3395$	$0,3395$	$0,3395 - 0,2217$	$0,2217$	$< 0,2217$
$x_{H_2}$	$> 0,1265$	$0,1265$	$0,1265 - 0,4192$	$0,4192$	$> 0,4192$

терме 910 К при  $x_{CO} < 0,2217$  и  $x_{H_2} > 0,4192$  определяет параметры устойчивости  $\alpha$ -железа; точки в интервале  $0,3395 > x_{CO} > 0,2217$  и  $0,1265 < x_{H_2} < 0,4192$  – параметры устойчивости FeO; при  $0,3395 < x_{CO} \leq 0,385$  и  $0,1265 > x_{H_2} \geq 0$  – устойчивость Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Концентрации CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>O вычисляются по уравнениям

$$x_{CO_2} = \frac{x_{CO}^2}{K_2}, \quad x_{H_2O} = 1 - (x_{CO} + x_{CO_2} + x_{H_2}).$$

Таким образом, параметры фазовых равновесий при восстановлении оксидов железа водяным газом в присутствии углерода представлены политермической пространственной диаграммой (рис. 4), либо проекциями линий диаграммы (рис. 5). На метастабильной диаграмме фазовых равновесий при восстановлении оксидов железа в атмосфере водяного газа в отсутствие углерода, как это было показано в работах [1, 2], области устойчивости оксидов Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeO и железа объемные, а границы между областями представляют собой поверхности. В присутствии углерода в качестве самостоятельной фазы пространственные области вырождаются в поверхности, а границы между ними – в линии. На рис. 5 в области ABCF заданы температуры и концентрации компонентов водяного газа, при которых в присутствии углерода устойчива оксидная фаза Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. В области BCD заданы параметры устойчивости FeO, а в области выше и левее линии ABD в зависимости от температуры – параметры устойчивости  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe и жидкого железа, причем металл насыщен углеродом (активность углерода по Раулю равна единице).

Следует отметить и такую закономерность: области устойчивости Fe <sub>$\alpha$</sub> , FeO, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> в водяном газе в контакте с твердым углеродом при заданной температуре возрастают с повышением концентрации водорода при одновременном понижении концентрации монооксида углерода, но при повышении суммарной концентрации этих газов.

**Выводы.** На основании результатов расчетов впервые построена пространственная диаграмма фазовых равновесий, реализующихся при восстановлении оксидов железа в атмосфере водяного газа в присутствии углерода. На этой диаграмме определены положения политермических поверхностей, определяющих составы газа, равновесного со смесями твердых фаз: Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – C, FeO – C и Fe (C) – C. Границы между этими поверхностями определяют составы водяного газа, равновесного со смесями твердых фаз: Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – FeO – C, FeO – Fe(C) – C и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> – Fe(C) – C. Разработанные методики графической интерпретации могут быть использованы при анализах фазовых равновесий водяного газа с оксидами других металлов в отсутствие и присутствии углерода.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вяткин Г.П., Михайлов Г.Г., Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 10 – 13.
2. Вяткин Г.П., Михайлов Г.Г., Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. // Вестник ЮУрГУ. 2011. № 36 (253). Серия «Металлургия». Вып. 17. С. 33 – 38.
3. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. 1. Реакции между газообразными и твердыми фазами. 2-е изд., испр. и доп. – Свердловск: ГНТИ, Свердловское отд., 1962. – 673 с.
4. Бондаренко Б.И. Восстановление оксидов металлов в сложных газовых системах. – Киев: Наукова думка, 1980. – 286 с.
5. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа: Учебник для вузов. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 464 с.
6. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов: Учебн. пос. для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 463 с.
7. Теория металлургических процессов: Учебн. пос. для вузов / Д.И. Рыжонков, П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев и др. – М.: Металлургия, 1989. – 392 с.
8. Гольдштейн Н.Л. Водород в доменном процессе. – М.: Металлургия, 1971. – 208 с.

© 2013 г. Г.П. Вяткин, Г.Г. Михайлов,  
Ю.С. Кузнецов, О.И. Качурина, С.В. Дигонский  
Поступила 22 июня 2012 г.

УДК 669.001.5.04

*З.К. Кабаков, М.А. Пахолкова*

Череповецкий государственный университет

## РОЛЬ ШЛАКА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ МЕТАЛЛА В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОМ КОВШЕ

**Аннотация.** Представлены результаты исследования влияния толщины слоя шлака на различные параметры охлаждения металла в сталеразливочном ковше емкостью 350 т. Исследование выполнено с помощью двумерной математической модели. С помощью математического моделирования установлена существенная роль шлака при охлаждении металла в сталеразливочном ковше, потери тепла через шлак составляют 60 – 70 %. Установлено и объяснено явление «самозапирания» теплопотерь металла в ковше при образовании твердой корки на поверхности шлака. Определена оптимальная толщина слоя шлака, равная 0,15 – 0,20 м. Полученные результаты могут быть использованы в производственной практике с целью снижения потерь тепла при выпечной обработке металла.

**Ключевые слова:** ковш, скорость охлаждения, шлак, тепловые потери.

## SLAG ROLE WHEN COOLING METAL IN A CASTING LADLE

**Abstract.** The results of research of influence of thickness of slag are presented on the different parameters of cooling of metal in a ladle capacity of 350 ton. The research is carried by means of two-dimensional mathematical model. By means of mathematical modeling the essential role of slag is established when cooling metal in a ladle, heat losses through slag are 60 – 70 %. Established and explained the phenomenon of “self-locking” heat of the metal in the ladle during the formation of a hard crust on the surface of the slag. The optimum thickness of the slag is 0,15 – 0,20 m. The results can be used in industrial practice in order to reduce heat losses during secondary treatment technology.

**Keywords:** ladle, speed of cooling, slag, thermal losses.

Основным способом доводки металла по химическому составу и температуре в современном конвертерном производстве является выпечная обработка стали. В процессах выпечной обработки, в частности при выдержке и транспортировке металла в ковше, необходимо учитывать снижение температуры стали, которое зависит от тепловых потерь через шлак и футеровку ковша.

В связи с этим возникает необходимость в изучении влияния различных факторов на тепловые потери и в их точной оценке. Для решения этой задачи разработана двумерная математическая модель охлаждения стали в ковше [1], при построении которой были использованы следующие допущения об элементах, процессах и связях: сталеразливочный ковш имеет цилиндрическую форму; ковш является термически тонким телом; охлаждение ковша с металлом происходит в симметричных относительно оси ковша условиях; теплообмен между шлаком и металлом, металлом и футеровкой, слоями футеровки осуществляется через идеальный контакт; теплоотдача от крышки, кожуха происходит излучением и конвекцией; теплообмен между крышкой и шлаком происходит излучением и свободной конвекцией; металл охлаждается путем теплопередачи через футеровку и шлак к окружающей среде (в случае наличия крышки происходит теплообмен между крышкой и шлаком); шлак может затвердевать в процессе охлаждения; охлаждение шлака происходит путем излучения и свободной конвекции воздуха; теплофизические свойства не зависят от температуры; в начальный момент времени распределение температуры по объему

ковша равномерно; режим теплопередачи через футеровку – квазистационарный.

Область моделирования представляет собой половину сечения объема металла и шлака вдоль вертикальной оси ковша.

С учетом принятых допущений математическое описание общего процесса теплопроводности состоит из двух двумерных подмоделей: сталь и шлак.

Подмодель сталь включает:

– двумерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат:

$$c_s \rho_s \frac{\partial T_s}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda_{\text{эф}} \frac{\partial T_s}{\partial z} \right) + \frac{1}{r_s} \frac{\partial}{\partial r_s} \left( \lambda_{\text{эф}} r_s \frac{\partial T_s}{\partial r_s} \right), \quad (1)$$

где  $0 \leq t \leq t_k$ ,  $0 \leq r_s \leq R$ ,  $0 \leq z_s \leq H$  – область интегрирования уравнения (1);  $c_s$ ,  $\rho_s$  и  $\lambda_{\text{эф}}$  – теплоемкость, плотность и эффективный коэффициент теплопроводности стали;  $t_k$  – конечное значение времени;  $R$  – радиус ковша;  $H$  – высота объема стали.

– начальное условие:

$$T(r, z, t) \Big|_{t=0} = T_s^0 = \text{const}; \quad (2)$$

– граничные условия:

**Г1:** на оси симметрии при  $0 \leq z_s \leq H$ ,  $r_s = 0$

$$\lambda_{\text{эф}} \frac{\partial T_s}{\partial r_s} = 0, \quad (3)$$

где  $T_s$  – температура стали на границе **Г1**.

**Г2:** условие контакта на границе сталь – шлак при  $0 \leq r_s \leq R, 0 \leq r_{sh} \leq R, z_s = H_s$ :

$$\begin{cases} \lambda_{\text{эф}} \frac{\partial T_s}{\partial z_s} = \lambda_{\text{эф,sh}} \frac{\partial T_{sh}}{\partial z_{sh}}; \\ T_{k_s} = T_{k_{sh}}, \end{cases} \quad (4)$$

где  $\lambda_{\text{эф,sh}}$  – эффективный коэффициент теплопроводности шлака;  $T_{k_s}$  и  $T_{k_{sh}}$  – температура стали и шлака на границе сталь – шлак.

**Г3:** теплопередача от стали к окружающей среде через четырехслойную футеровку стенки ковша

$$\lambda_{\text{эф}} \frac{\partial T_s}{\partial r_s} = -k_{st}(T_{s_3} - T_{\text{о.с.}}), \quad (5)$$

где  $k_{st}$  – коэффициент теплопередачи через четырехслойную стенку ковша к окружающей среде;  $T_{s_3}$  – температура стали на границе **Г3**;  $T_{\text{о.с.}}$  – температура окружающей среды.

**Г4:** теплопередача от стали к окружающей среде через пятислойную футеровку днища ковша

$$\lambda_{\text{эф}} \frac{\partial T_s}{\partial z_s} = -k_d(T_{s_4} - T_{\text{о.с.}}), \quad (6)$$

где  $k_d$  – коэффициент теплопередачи через пятислойное днище ковша к окружающей среде;  $T_{s_4}$  – температура стали на границе **Г4**.

Механический перенос тепла при продувке аргоном и термоконвекции учитывается с помощью эффективного коэффициента теплопроводности  $\lambda_{\text{эф}} = \lambda_s(\varepsilon_{\text{Ар}} + \varepsilon_{\text{тк}})$ , где  $\varepsilon_{\text{Ар}}$  – коэффициент, учитывающий вынужденную конвекцию при продувке металла аргоном,  $\varepsilon_{\text{тк}}$  – коэффициент, учитывающий свободную конвекцию в ограниченном объеме.

Подмодель шлак включает:

– двумерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат:

$$c_{\text{эф}} \rho_{sh} \frac{\partial T_{sh}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda_{\text{эф,sh}} \frac{\partial T_{sh}}{\partial z_{sh}} \right) + \frac{1}{r_{sh}} \frac{\partial}{\partial r_{sh}} \left( \lambda_{\text{эф,sh}} r_{sh} \frac{\partial T_{sh}}{\partial r_{sh}} \right), \quad (7)$$

где  $0 \leq t \leq t_k$ ;  $0 \leq r_{sh} \leq R$ ;  $0 \leq z_{sh} \leq L_{sh}$  – область интегрирования уравнения (7);  $c_{\text{эф}}$  и  $\lambda_{\text{эф,sh}}$  – эффективные теплоемкость и коэффициент теплопроводности шлака;  $\rho_{sh}$  и  $L_{sh}$  – плотность и толщина слоя шлака.

– начальное условие:

$$T(r, z, t)_{sh} |_{t=0} = T_{sh}^0 = \text{const}; \quad (8)$$

– граничные условия:

**Г5:** граничное условие на оси симметрии при  $0 \leq z_{sh} \leq L_{sh}, r_{sh} = 0$ :

$$\lambda_{\text{эф,sh}} \frac{\partial T_{sh}}{\partial r_{sh}} = 0, \quad (9)$$

**Г6:** теплопередача от шлака к окружающей среде (в обычных условиях при отсутствии крышки):

$$\lambda_{\text{эф,sh}} \frac{\partial T_{sh}}{\partial z_{sh}} \Big|_{z_{sh}=L_{sh}} = -\alpha_{sh}(T_{\text{пов,sh}} - T_{\text{о.с.}}), \quad (10)$$

где  $\alpha_{sh}$  – суммарный коэффициент теплоотдачи излучением и конвекцией от поверхности шлака;  $T_{\text{пов,sh}}$  – температура поверхности шлака.

**Г7:** теплопередача от шлака к окружающей среде через четырехслойную футеровку стенки ковша

$$\lambda_{\text{эф,sh}} \frac{\partial T_{sh}}{\partial r_{sh}} = -k_{st_1}(T_{sh_7} - T_{\text{о.с.}}), \quad (11)$$

где  $k_{st_1}$  – коэффициент теплопередачи через четырехслойную стенку ковша к окружающей среде;  $T_{sh_7}$  – температура шлака на границе **Г7**.

**Г8:** условие контакта на границе сталь – шлак соответствует граничному условию **Г2** для подмодели сталь.

При математическом описании выделения теплоты при затвердевании шлака выбрана статическая модель в соответствии с работой [2].

Механический перенос тепла в шлаке при продувке аргоном и термоконвекции учитывается с помощью эффективного коэффициента теплопроводности в ограниченном объеме с учетом уменьшения толщины слоя жидкого шлака при его затвердевании.

С помощью математической модели было изучено влияние толщины шлака на тепловые потери металла в сталеразливочном ковше емкостью 350 т для условий Череповецкого металлургического комбината ОАО «Северсталь». При исследовании приняли следующие исходные данные: радиус ковша – 2,08 м; уровень металла в ковше – 3,7 м; масса металла – 350 т; начальная температура металла и шлака – 1600 °С; плотность жидкой стали и шлака 7000 и 3320 кг/м<sup>3</sup>; кинематическая вязкость жидкой стали и шлака  $3,5 \cdot 10^{-7}$  и  $3,0 \cdot 10^{-6}$  м<sup>2</sup>/с соответственно.

На рис. 1 представлены тепловые потери металла в ковше при различной толщине слоя шлака, из которого видно, что при увеличении толщины слоя шлака от 0,05 до 0,25 м тепловой поток через шлак уменьшается на 24 %, а через стенки и днище – изменяются незначительно.

На рис. 2 показан состав тепловых потерь во время транспортировки ковша при толщине слоя шлака 0,15 м. Как видно на рис. 1 и 2, потери тепла от металла главным образом определяются потоком тепла через шлак к окружающей среде, доля которых составляет 68 %.

На рис. 3 представлены результаты исследования влияния толщины слоя шлака на скорость охлаждения

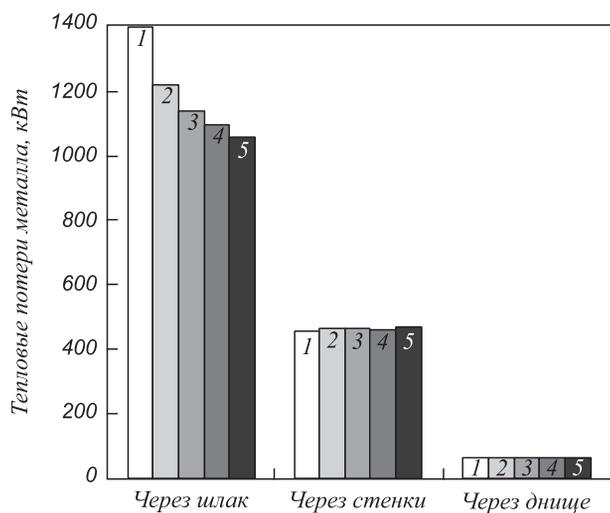


Рис. 1. Тепловые потери металла в ковше при различной толщине слоя шлака: 1 – 0,05 м; 2 – 0,10 м; 3 – 0,15 м; 4 – 0,20 м; 5 – 0,25 м

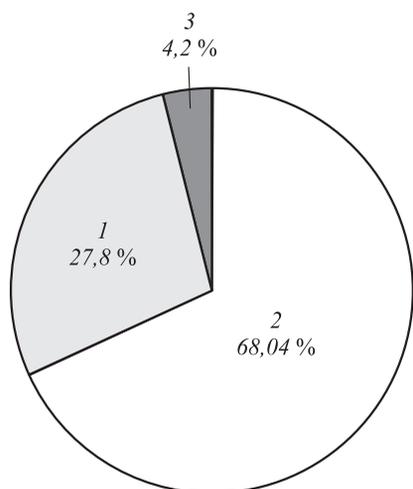


Рис. 2. Диаграмма состава тепловых потерь при охлаждении стали в ковше во время транспортировки при толщине слоя шлака 0,15 м: 1 – тепловые потери через стенки сталеразливочного ковша; 2 – через шлак; 3 – через днище

ния металла, из которого видно, что средняя скорость охлаждения металла уменьшается в 1,5 раза при увеличении толщины шлака от 0,05 до 0,25 м. Следует отметить, что при увеличении толщины от 0,05 до 0,15 м скорость охлаждения уменьшается в 1,3 раза, при увеличении толщины слоя шлака от 0,2 до 0,3 м – в 1,04 раза. Таким образом, при толщине слоя шлака более 0,20 м влияние этого фактора на скорость охлаждения стали уменьшается, но, по-видимому, возрастут тепловые потери на плавление шлака необходимого для увеличения его толщины. Таким образом, рационально толщину слоя шлака поддерживать равной 0,15 – 0,20 м.

На рис. 4 представлено изменение удельного потока тепла и температуры поверхности шлака во времени при толщине шлака 0,05 и 0,25 м. При этом в начальный момент времени температура шлака одинакова и

равна 1600 °С, что соответствует тепловому состоянию после заполнения ковша. Как видно на рис. 4, при толщине шлака 0,05 м удельный поток за 2 мин уменьшается в 3 раза, а при толщине 0,25 м – в 2,2 раза, при этом температуры поверхности шлака для толщины 0,05 м уменьшается в 1,4 раза, а для толщины 0,25 м – в 1,3 раза. Такое снижение удельного теплового потока от шлака (рис. 4, а) связано с резким снижением температуры поверхности шлака (рис. 4, б) и с началом образования твердой корки шлака (рис. 5).

Образование корки создает малотеплопроводный слой по сравнению с жидким шлаком, в котором теплоперенос выше в связи с термоконвекцией. Эти процессы развиваются взаимосвязано и одновременно, что и приводит к «самозапиранию» теплоты металла под слоем шлака.

**Выводы.** С помощью математического моделирования установлена существенная роль шлака при охлаждении металла в сталеразливочном ковше, потери тепла через шлак составляют 60 – 70 %. Установлено и объяснено явление «самозапирания» теплотерь

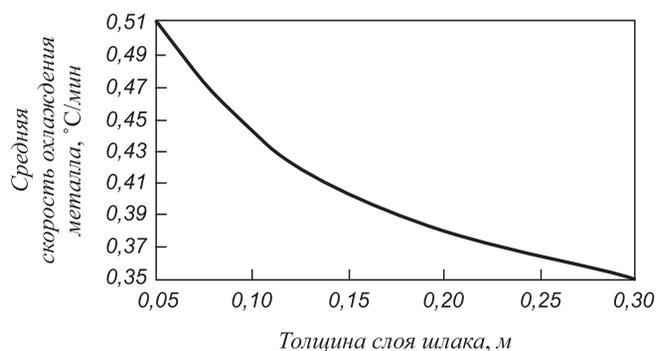


Рис. 3. Средняя скорость охлаждения металла при различной толщине слоя шлака

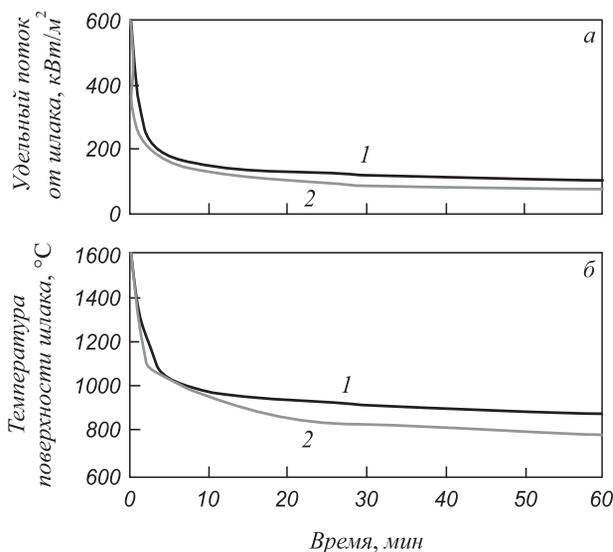


Рис. 4. Удельные тепловые потоки от шлака к окружающей среде (а), температура поверхности шлака (б): 1 – толщина слоя шлака 0,05 м; 2 – 0,25 м

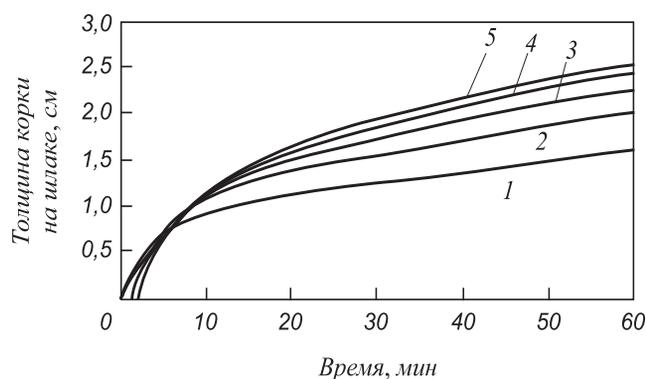


Рис. 5. Динамика роста корки шлака при различной его толщине: 1 – 0,05 м; 2 – 0,10 м; 3 – 0,15 м; 4 – 0,20 м; 5 – 0,25 м

металла в ковше при образовании корочки шлака. Рекомендуется поддерживать толщину слоя шлака равной 0,15 – 0,20 м.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кабаков З.К., Пахолкова М.А. – В кн.: Материалы XI Межвузовской заочной научно-практической конференции молодых ученых и аспирантов. – Череповец: изд. ЧГУ, 2010. С. 104 – 108.
2. Самойлович Ю.А., Крулевецкий В.А., Горяинов С.А., Кабаков З.К. Тепловые процессы при непрерывном литье стали. – М: Металлургия, 1982. – 152 с.

© 2013 г. З.К. Кабаков, М.А. Пахолкова  
Поступила 24 мая 2012 г.

УДК 621.771.26

*А.Р. Фастыковский*

Сибирский государственный индустриальный университет

## ПРОДОЛЬНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПОЛОСЫ ПРИ РАБОТЕ СИСТЕМЫ ПРОКАТНАЯ КЛЕТЬ – НЕПРИВОДНОЙ ИНСТРУМЕНТ

**Аннотация.** Показана необходимость учета продольной устойчивости полосы при работе системы прокатная клеть – неприводной инструмент. Предложены зависимости для определения расстояния между прокатной клетью и неприводным инструментом, обеспечивающего продольную устойчивость полосы. Рассмотрены с точки зрения выполнения условия продольной устойчивости процессы: прокатки в приводной-неприводной клетки, прокатки-разделения с использованием неприводного делительного инструмента и даны соответствующие рекомендации.

**Ключевые слова:** продольная устойчивость полосы, прокатная клеть, делительный инструмент, очаг деформации.

## LONGITUDINAL STABILITY OF THE BAND AT THE SYSTEM OF ROLLING STAND – NON-DRIVE TOOL

**Abstract.** The necessity of taking into account the longitudinal stability of band during the work of the system of rolling stand – non-drive tool is shown. Proposed to determine the dependence of the distance between the roll cage and non driven tools, which provides longitudinal stability bars. Considered from the perspective of the condition of the longitudinal stability of processes: rolling in the drive – non drive cage, rolling-the separation of the non-drive dividing tools and given appropriate recommendations.

**Keywords:** longitudinal stability of the band, rolling stand, separation tool, deformation.

В последнее время получили развитие методы обработки металлов давлением, предусматривающие использование наряду с прокатной клетью неприводного инструмента, работа которого обеспечивается использованием возможностей сил трения в очаге деформации. К наиболее известным методам, работающим по такой схеме, относят прокатку в приводной-неприводной клетки [1, 2], прокатку-разделение с использованием неприводного инструмента [3, 4]. Необходимая мощность для совершения работы неприводным инструментом передается от приводной клетки посредством продольной подпирающей силы, величина которой достигает 0,3 – 0,5 от усилия прокатки. При этом, учитывая, что неприводной инструмент находится на некотором расстоянии от приводной клетки, возникает

опасность потери продольной устойчивости полосы в промежутке между приводной клетью и неприводным инструментом. Несмотря на важность, вопрос продольной устойчивости полосы при использовании неприводного инструмента в литературе освещен недостаточно, что в свою очередь затрудняет определение рациональной компоновки оборудования, допустимых режимов обработки.

Рассмотрим вопрос определения продольной устойчивости на примере прокатки в приводной-неприводной клетки. Такой прием обработки характеризуется большими значениями продольной силы, необходимой для деформирования в неприводной клетки, что обуславливает возможность потери продольной устойчивости полосы в промежутке между клетями. Для определения

условий продольной устойчивости уподобим участок полосы, заключенный между приводной и неприводной клетями, нагруженному продольным усилием стержню и воспользуемся известной зависимостью Эйлера [5] для определения критической силы ( $P_{кр}$ ):

$$P_{кр} = \frac{\pi^2 EJ_{\min}}{(kl)^2}, \quad (1)$$

где  $E$  – модуль упругости первого рода, МПа;  $J_{\min}$  – минимальный момент инерции сечения, мм<sup>4</sup>;  $k$  – коэффициент приведения длины;  $l$  – заземленная длина, мм.

Возможность использования формулы Эйлера обоснована особенностью реализации рассматриваемого метода обработки, который использует напряжение подпора ( $\sigma_1$ ) меньше величины сопротивления деформации ( $\sigma_s$ ), что позволяет рассматривать изгиб полосы при потере устойчивости как упругий. С использованием зависимости (1) можно определить критическое напряжение ( $\sigma_{кр}$ ), при котором полоса теряет устойчивость:

$$\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 Ei_{\min}^2}{(kl)^2}, \quad (2)$$

где  $i_{\min}^2$  – минимальный радиус инерции, мм<sup>2</sup>.

Зная необходимую для деформирования в неприводной клетке продольную силу, можно, пользуясь уравнением (2), определить максимально допустимое расстояние между приводной и неприводной клетями, обеспечивающее продольную устойчивость полосы. Вместо критического напряжения подставим напряжение  $\sigma_1$  от продольной силы и, решив уравнение (2) относительно длины участка между приводной и неприводной клетями ( $l_{\max}$ ), получим

$$l_{\max} = \frac{\pi \sqrt{Ei_{\min}^2}}{\sqrt{\sigma_1 k}}. \quad (3)$$

При использовании зависимости (3) необходимо определиться с коэффициентом приведения длины, который изменяется от 0,5 до 2,0 в зависимости от характера закрепления концов полосы [5]. Проведенные лабораторные эксперименты показали, что при использовании многвалкового калибра подходит схема с коэффициентом  $k = 0,5$ , а при использовании двух гладких валков больше применима схема с коэффициентом  $k = 0,7$ .

Используя зависимость (3), проведем аналитические исследования влияния параметров процесса деформирования на величину максимально доступного расстояния между приводной и неприводной клетями, обеспечивающего продольную устойчивость. В качестве переменных величин рассмотрим меняющуюся от 1000 до 1150 °С температуру и минимальный радиус

инерции  $i_{\min}^2$ , значения которого составили 75, 133, 208, 300, 408, 533 мм<sup>2</sup> (соответствующие квадраты 30, 40, 50, 60, 70, 80 мм) при постоянной продольной силе 120 кН. Используемые в расчетах механические характеристики определяли из литературы [6]. Результаты исследований приведены на рис. 1, из которого видно, что максимально допустимое расстояние, обеспечивающее продольную устойчивость, увеличивается с уменьшением температуры в рассматриваемых пределах в 2 раза, с увеличением минимального радиуса инерции (сечения соответствующего квадрата) в 6 – 7 раз.

Используя рис. 1, оценим перспективность прокатки в приводной-неприводной клетке с точки зрения продольной устойчивости. Для этого на графике проведена дополнительная горизонтальная линия, показывающая расстояние, удобное для размещения неприводной клетки на непрерывных мелкосортных и среднесортных станах. Расстояние было определено с учетом размещения неприводной клетки между приводными клетями в группе. Это наиболее рациональное место, позволяющее обеспечить работу валковой арматуры и возможность перехода с калибра на калибр. Согласно приведенным на рис. 1 данным, с учетом 30 % запаса продольной устойчивости можно сформулировать вывод, что с точки зрения обеспечения продольной устойчивости реализовать прокатку в приводной-неприводной клетке целесообразно при деформировании сечений, сопоставимых с квадратом 65 мм и выше. Для большинства сортовых станов это черновые клетцы.

Как следует из зависимости (3), на величину допустимого расстояния, обеспечивающего продольную устойчивость, оказывают влияние два основных фактора: силовые параметры (продольная сила или напряжение) и геометрия сечения полосы (минимальный радиус инерции сечения). При использовании неприводных клетей на крупносортных станах, в черновых группах среднесортных и мелкосортных станов условие устойчивости в промежутке между приводной и непривод-

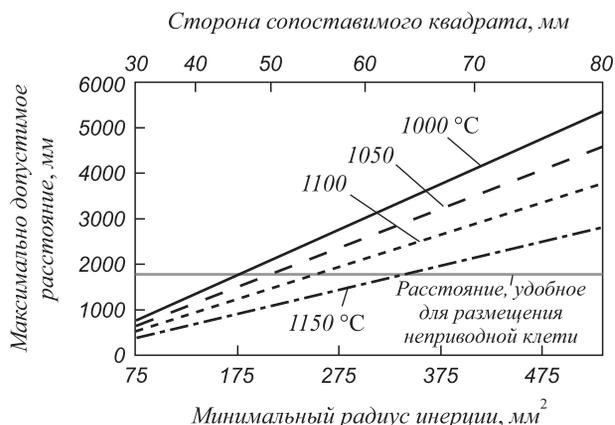


Рис. 1. График зависимости максимально допустимого расстояния между приводной и неприводной клетями, обеспеченного условием продольной устойчивости от температуры и минимального радиуса инерции

ной клетями, как правило, выполняется, так как сечение полосы велико. При размещении неприводных клетей в чистовых группах в качестве калибрующих условие устойчивости может не выполняться, что обусловлено небольшой площадью поперечного сечения полосы. Однако при одной и той же площади поперечного сечения минимальный радиус инерции может быть разным, что меняет условие продольной устойчивости и вызывает необходимость изучения данного факта с целью выявления наиболее перспективных режимов и профилей. На рис. 2 приведены полученные аналитически графики зависимости минимального радиуса инерции ( $i_{\min}^2$ ) от формы и площади сечения различных по форме профилей. Видно, что у фасонных профилей минимальный радиус инерции в 1,4 – 2,0 раза больше, чем у кругов и квадратов; минимальные значения этого параметра – у полос с отношением ширины к толщине  $b/h = 5$ . Таким образом, использование неприводных клетей в чистовых группах в качестве калибрующих целесообразно при получении угловой равнополочной стали от № 6,3 и более, швеллеров и балок – от № 12 и выше, кругов – диаметром более 45 мм, квадратов – со стороной 40 мм и более, рельсов – от Р38 до Р75. При получении полос применение неприводных клетей возможно для осуществления ребровых проходов с целью контроля ширины полосы при отношении  $b/h < 4$ .

При реализации процесса прокатки-разделения с использованием неприводного инструмента также необходимо учитывать условие продольной устойчивости полосы, что связано с малой площадью поперечного сечения сочлененного профиля (небольшой величиной минимального радиуса инерции). Для этой цели подходит зависимость (3) с той лишь разницей, что напряжение подпора ( $\sigma_1$ ) определяется с учетом способа разделения (передавливанием, разрывом, резанием). Так, с учетом использования разделения резанием, при котором требуются минимальные затраты энергии, зависимость (3) можно записать в виде

$$l_{\max} = \frac{\pi \sqrt{2i_{\min}^2 ES_{\text{соч}}}}{kh_{\text{пер}} \sqrt{k_1 k_2 k_3 \sigma_s \varepsilon_n (2 - \varepsilon_n)}}, \quad (4)$$

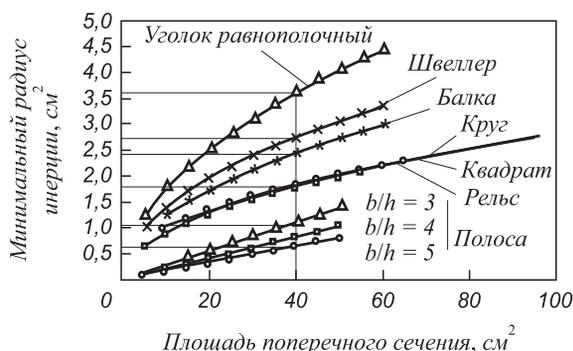


Рис. 2. График зависимости величины минимального радиуса инерции от формы и площади поперечного сечения сортового профиля

где  $S_{\text{соч}}$  – площадь поперечного сечения сочлененного профиля, мм<sup>2</sup>;  $k_1$  – коэффициент, учитывающий твердость разрезаемого материала ( $k_1 = 0,6$  и  $k_1 = 0,75$  соответственно для мягких и твердых материалов);  $k_2 = 1,2 - 1,3$  – коэффициент, учитывающий повышение усилия резания в случае притупления ножей;  $k_3 = 1,1 - 1,2$  – коэффициент, учитывающий увеличение бокового зазора между дисковыми ножами при длительном зазора между дисковыми ножами при длительном их использовании;  $\varepsilon_n$  – коэффициент надреза;  $h_{\text{пер}}$  – толщина разделяемой перемычки, мм.

В случае невозможности изменения расстояния  $l_{\max}$  при изменении условий разделения вопрос продольной устойчивости можно решить подбором рациональной толщины перемычки между сочлененными профилями. Для определения допустимой толщины перемычки ( $h_{\max}$ ) при разделении резанием, обеспечивающей продольную устойчивость, при постоянном расстоянии между клетью, формирующей сочлененный профиль, и неприводным делительным инструментом, можно использовать формулу

$$h_{\max} = \frac{\pi \sqrt{2i_{\min}^2 ES_{\text{соч}}}}{kl_{\max} \sqrt{k_1 k_2 k_3 \sigma_s \varepsilon_n (2 - \varepsilon_n)}}. \quad (5)$$

Использование других известных способов разделения при прочих равных условиях изменит величины  $l_{\max}$ ,  $h_{\max}$ , что необходимо учитывать при компоновке оборудования. Так, освоение технологии прокатки-разделения в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» вызвало необходимость исследования способа разделения на допустимое расстояние, обеспечивающее продольную устойчивость полосы. Результаты расчетов для арматуры № 10 и № 12 представлены на рис. 3, а, б.

Согласно приведенным данным, наилучшие результаты с точки зрения продольной устойчивости можно получить, используя способ разделения резанием. Так, с учетом 30 % запаса надежности при толщине перемычки до 2 мм для арматуры № 10 допустимое расстояние не должно превышать 750 мм, что не вызывает трудности при размещении делительного инструмента. При тех же условиях, но разделяя полосу разрывом, допустимое расстояние не должно превышать 315 мм, что усложняет задачу по компоновке делительного инструмента.

Таким образом, используя полученные зависимости, можно оценить продольную устойчивость полосы при работе системы прокатная клеть – неприводной инструмент и с учетом этого подобрать возможную компоновку оборудования и допустимые режимы реализации.

**Выводы.** Получены зависимости для определения допустимого расстояния между прокатной клетью и неприводным инструментом, обеспечивающего условие продольной устойчивости полосы при реализации

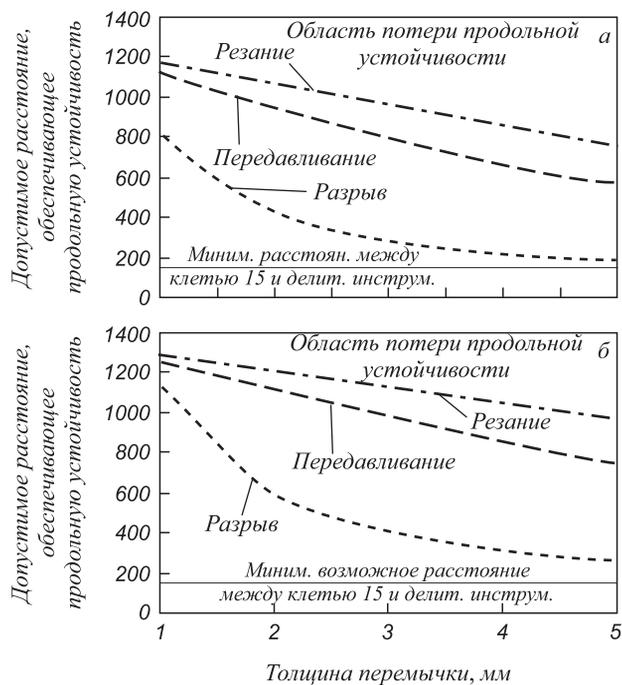


Рис. 3. Анализ условий продольной устойчивости в клетях 15 при реализации прокатки-разделения с использованием неприводного делительного инструмента в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

процессов прокатки в приводной-неприводной клетях, прокатки-разделения с использованием неприводного инструмента. Установлено, что с учетом условия

продольной устойчивости процесс прокатки в приводной-неприводной клетях целесообразно осуществлять в черновых клетях. Использование неприводных клетей в чистовых группах для контроля размеров, подгиба полок фланцевых профилей возможно для угловых профилей от № 6,3 и выше, а также балок, швеллеров от № 12 и выше, кругов диаметром более 45 мм, квадратов со стороной более 40 мм, рельсов Р38 – Р75. Определены условия продольной устойчивости при реализации процесса прокатки-разделения неприводным инструментом в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» в зависимости от толщины перемышки сочлененного профиля и способа разделения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жучков С.М., Лохматов А.П., Кулаков Л.В., Сивак Э.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1998. № 2. С. 21 – 24.
2. Фастыковский А.Р., Перетяцько В.Н. // Металлург. 2002. № 5. С. 48 – 50.
3. Жучков С.М. // Сталь. 1997. № 7. С. 37 – 41.
4. Фастыковский А.Р., Перетяцько В.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. № 12. С. 25 – 28.
5. Федосеев В.И. Сопротивление материалов. – М.: Наука, 1986. – 512 с.
6. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 351 с.

© 2013 г. А.Р. Фастыковский  
Поступила 26 апреля 2012 г.

УДК 621.744.3

*А.З. Исагулов, В.Ю. Куликов, Е.П. Щербакова,  
Т.В. Ковалева, Д.А. Исагулова*

Карагандинский государственный технический университет

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИМПУЛЬСНОГО ПРОЦЕССА НА КАЧЕСТВО ФОРМЫ И ОТЛИВОК

**Аннотация.** Рассмотрено влияние параметров импульсного процесса на качество формы и отливок. Приведены результаты исследований влияния давления над смесью на прочность формы и на давление на поверхность модели. Построена математическая поверхность отклика для прочности формы в зависимости от геометрического критерия модельно-опочной оснастки и давления в ресивере при оценке параметров формы без дополнительного экспериментального исследования.

**Ключевые слова:** импульсный процесс, качество формы и отливок, математическая поверхность отклика.

## THE INFLUENCE OF PULSE PARAMETERS ON THE QUALITY OF THE PROCESS AND THE FORM OF CASTINGS

**Abstract.** The article examines the impact of parameters of impulse process on the quality of form and the castings. The results of study of the pressure effect over a mixture on the form durability and pressure on the model surface are given. A mathematical yield surface for the form durability depending on hermetic criterion of model-flask accessory and pressure in the receiver in estimating the form parameters without an additional experimental investigation is constructed.

**Keywords:** pulsed process, the quality of form and the castings, mathematical surface response.

В последнее время интерес вызывают случаи возникновения в технических установках ударных волн. Их порождают импульсные нагрузки (большие ускорения и резкие торможения) различной величины и природы, эффективно работающие во многих технологических процессах. Рассмотрим использование импульсных технологий в литейном производстве.

Целью настоящей работы является исследование свойств литейных форм при импульсном нагружении.

Как известно, при воздушно-импульсном процессе клапан, находящийся в импульсной головке, быстро открывается, сжатый воздух, истекающий из ресивера, создает волну давления, вертикально ударяющую по всему объему формы и придающую ускорение формовочной смеси. При этом обеспечивается высокая степень уплотнения не только в зоне модели и модельной плиты, как при встряхивании с допрессовкой, но и на вертикальных стенках формы, благодаря горизонтальной составляющей давления.

Одним из преимуществ является отсутствие переуплотнения контрлада, которое при прессовании гладкой прессовой плитой приводит к снижению газопроницаемости смеси и образованию дефектов (наростов в отливках, упругой деформации смеси и т.п.).

В проведенных исследованиях прочность формы измерялась электронным прибором для контроля уплотнения формы типа PVP, а давление  $p_w$  на поверхность модели месдозой типа PMR фирмы «GF» (Швейцария). Эти методы измерений подвержены жестким условиям в литейном производстве, но, несмотря на это, обеспечивают достаточную чувствительность.

В качестве объекта исследования были использованы две смеси: смесь 1 (100 % кварцевого песка, 8 % бентонита активированного,  $\sigma_{сж} = 0,15$  МПа, газопроницаемость  $K = 175$  ед., уплотняемость  $VD = 40$  %); смесь 2 (100 % кварцевого песка, 11 % бентонита, 4,5 % гранулированного угля, 1,5 % крахмалита, 2 % каменноугольного порошка (IKON),  $\sigma_{сж} = 0,24$  МПа,  $K = 75$  ед.,  $VD = 40$  %) [1]. Исследования проводились на воздушно-импульсной машине фирмы «GF».

Установлено, что при воздушно-низкоимпульсном нагружении (ВИФ) отношение давлений  $p_k$  в импульсной головке к  $p_v$  над формовочной смесью равно 1,3, а при газовой импульсной формовке (ГИФ)  $p_k \approx p_v$ . Это говорит о том, что при ВИФ наблюдается потеря давления в процессе уплотнения, тогда как при ГИФ вся энергия уходит на уплотнение формовочной смеси [2].

С увеличением вторичного давления  $p_v$  возрастает соответственно прочность формы и давление  $p_w$ . Каждая песчинка смеси захватывается волной давления при воздушно-импульсе и передает полученную энергию ускорения на расположенные ниже песчинки вплоть до модели. Максимальное уплотнение достигается вблизи модели. При ГИФ-процессе показатели  $\sigma_D$  формы выше, чем при воздушно-импульсе, так как давление над смесью создается в два раза больше.

Для более точного определения прочности по высоте формы использовали металлическую опоку размерами 800×600×200 мм и тефлоновую трубу с наружным диаметром 190 мм и с прорезью по высоте. Внутри трубы устанавливались модели. Основная опока имеет размер 600×450×800 мм. Металлическая опока удерживается в

основном за счет хорошо уплотненной смеси. Для быстрого извлечения уплотненной формы и измерения ее прочности по высоте в зазор (6 мм) между тefлоновой трубой и металлической опокой засыпали кварцевый песок.

Экспериментально установлено, что формы высотой 380 мм, изготовленные при воздушном низкоимпульсном нагружении, имели трещины в узких карманах. Для устранения этого недостатка во время уплотнения со стороны стенки опоки на уровне модели подавался сжатый воздух под давлением 30 – 40 кПа. По результатам исследований была построена математическая поверхность отклика (рис. 1) для определения прочности формы в зависимости от геометрического критерия  $h/b$  ( $h$  – высота модели,  $b$  – ширина кармана формы) модельно-опочной оснастки и давления  $p_m$  в ресивере при оценке параметров формы без дополнительного экспериментального исследования. Математическая поверхность отклика позволяет определить взаимодействие скорости нагружения, отношение масс и геометрического критерия модельно-опочной оснастки при оценке параметров формы. При воздушно-импульсной формовке лучше уплотнять формы при использовании высоких моделей.

На рис. 2 представлен график изменения прочности  $\sigma_D$  смеси по высоте  $H_\phi$  опоки. Как видно из графика, без применения вдува воздуха (штриховые линии) в околослойные области формы, происходит резкое снижение прочности смеси в нижних слоях. Сплошные линии показывают влияние вдува воздуха под давлени-

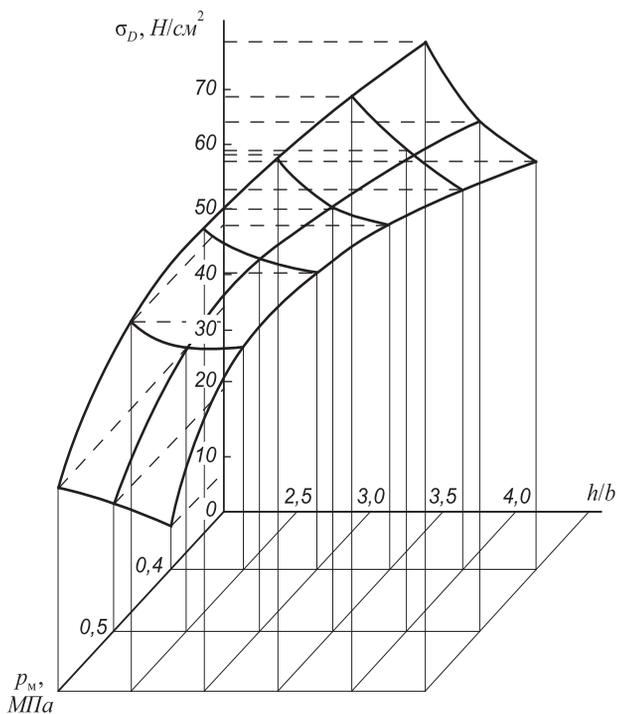


Рис. 1. Математическая поверхность отклика параметров прочности формы  $\sigma_D$  от давления в импульсной головке  $p_m$  и от геометрического критерия  $h/b$

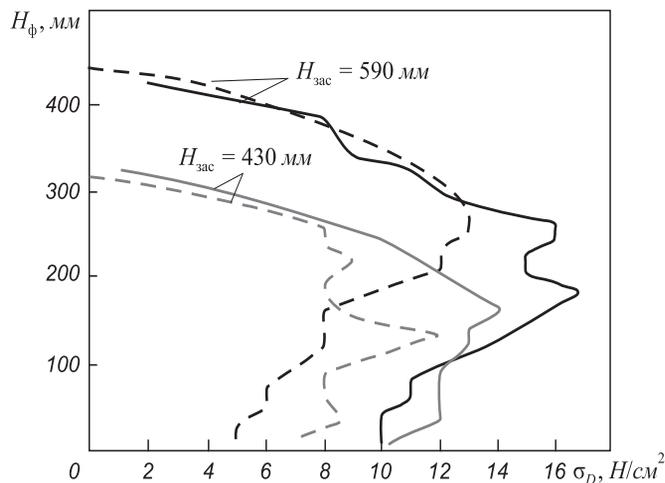


Рис. 2. Изменение прочности по высоте формы ( $H_{зас}$  – высота засыпки смеси перед уплотнением;  $p_k = 0,53$  МПа; уплотненность смеси 2 – 40 %)

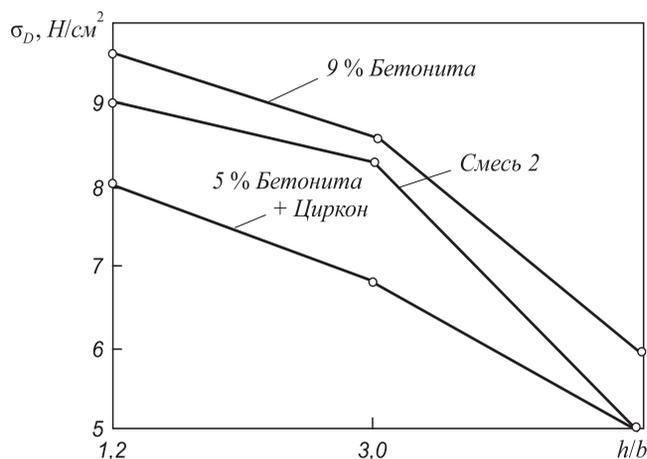


Рис. 3. Зависимость прочности смеси от параметра  $h/b$  ( $p_k = 0,53$  МПа;  $H_{зас} = 430$  мм)

ем 0,08 – 0,1 МПа с целью снижения трения в кармане формы в процессе уплотнения. Уменьшение прочности на расстоянии 1/3 от лада формы приводит (штриховые линии) к обрыву болвана.

Большую роль при воздушно-импульсном процессе играет отношение высоты модели к ширине кармана формы (рис. 3).

Прочность измерялась в узком кармане формы. Лучше уплотняется смесь на основе 9 % бентонита и 100 % кварцевого песка. Величина ускорения смеси определяет эффективное давление, а оно в свою очередь свойства формы. В последней возникает градиент давления, который в направлении тыльной стороны определяет низкие свойства, а в модели – высокие.

**Выводы.** Проведенные исследования показали, что при газоимпульсной формовке вся энергия уходит на уплотнение формовочной смеси. Таким способом целесообразно уплотнять формы больших габаритов. Воздушно-импульсной формовкой лучше уплотнять формы при использовании высоких моделей.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исагулов А.З., Кузембаев С.Б., Ахметова С.С. – В кн.: Математическое моделирование импульсного нагружения дисперсных сред. – Караганда: Изд-во КарГТУ, 2006. С. 12 – 14.
2. Матвеев И.В., Бельчук В.С. // Литейное производство. 2006. № 8. С. 12, 13.

© 2013 г. А.З. Исагулов, В.Ю. Куликов, Е.П. Щербакова, Т.В. Ковалева, Д.А. Исагулова  
Поступила 2 марта 2012 г.

УДК 621.771

*В.Н. Перетьяко, А.С. Климов, М.В. Филиппова*

Сибирский государственный индустриальный университет

## КАЛИБРОВКА ВАЛКОВ ШАРОПРОКАТНОГО СТАНА. СООБЩЕНИЕ 1

**Аннотация.** При прокатке шаров на шаропркатном стане деформация металла производится в валках с винтовыми калибрами. Ввиду такого характера прокатки очаг деформации можно разделить на формирующий участок, где происходит захват заготовки, ее обжатие и формирование шара, и отделочный участок, где происходит обкатка шара, получение конечных размеров и удаление перемычки. Для нормального процесса прокатки осуществляется калибровка формирующего участка прокатных валков. В работе приведен расчет калибровки валков для прокатки шаровой заготовки. Расчет выполнен для прокатки шара диам. 125 мм. Приведены исходные данные для калибровки шаропркатного стана.

**Ключевые слова:** шаропркатный стан, калибровка, прокатные валки, деформация, процесс прокатки.

## CALIBRATING ROLL OF THE BALL-ROLLING MILLS. PART 1

**Abstract.** During the rolling of balls on ball-rolling mill deformation of the metal is in the rolls with screw gauges. In view of such a character of the rolling of deformation is concerned, and can be divided into the forming section, where the rolls bite the billet and reduce it gradually into the ball shape, and the finishing section, where the ball is rolled to the final size and severed from the rest of the billet. A normal process of rolling is provided for by designing the forming section of the pass groove. In the article outcomes the calculation of roll pass designed for rolling of balls. The calculation outcomes for roiling of balls 125 mm. The article provides the initial data for roll pass design of a ball mill.

**Keywords:** ball mill, roll pass, deformation, process of rolling.

Поперечно-винтовая прокатка шаровых заготовок осуществляется между двумя вращающимися валками, на бочках которых нарезаны винтовые калибры. Профиль и размеры калибра соответствуют профилю прокатываемого изделия. Оси прокатных валков обычно наклонены под небольшим углом к оси прокатываемой заготовки, за счет чего обеспечивается осевая подача металла в валках.

Передний конец нагретого прутка задается во вращающиеся валки прокатного стана. При этом заготовка начинает вращаться и одновременно продвигаться по оси прокатки. В валках вращающаяся заготовка обжимается ребрами калибра и приобретает форму шара, соединенного перемычкой с остальной заготовкой. При дальнейшем продвижении в валках шар калибруется и полностью отделяется от прутка. Для удержания обжимаемой заготовки на оси прокатки служат проводки. При однозаходной калибровке за каждый оборот валков прокатывается один шар.

Очаг деформации при прокатке шаров имеет два основных участка [1]: формирующий, где заготовка обжимается с изменением формы и размеров винтовой реборды; отделочный, где форма и размеры реборды остаются неизменными, а обжатие осуществляется за счет оваллизации заготовки.

Формовка шара осуществляется ребрами валков, высота которых постепенно возрастает. Для упрощения расчета калибровки и изготовления валков принято, что высота реборды калибра изменяется по закону прямой линии.

Для нормального процесса прокатки профиль и размеры формирующего участка калибра рассчитываются таким образом, чтобы в процессе обжатия заготовки соблюдались следующие три основных положения [2]:

- объем металла, обжимаемый в калибре, должен оставаться постоянным в течение всего процесса формовки;
- изменение профиля и размеров реборды калибра должно соответствовать вытяжке обжимаемой заготовки;
- обжатие должно осуществляться относительно узкими участками, чтобы предотвратить разрыхление металла по оси заготовки.

Соблюдение указанных условий обеспечивает прокатку шаров правильной геометрической формы при минимальном расходе энергии на деформацию. Однако практически при проектировании и изготовлении калибровочных валков неизбежны отступления от этих условий в пределах, существенно не нарушающих нормальное течение процесса прокатки.

Согласно первому положению, необходимо, чтобы объем некоторой части заготовки, захваченной валками, оставался неизменным по мере прохождения его через остальные участки калибра. В этом случае в любой момент прокатки не будет избытка металла. При появлении избытка металла искажается геометрическая форма шара и возможно образование пустот в осевой зоне заготовки. Наличие небольшого избытка металла допускается лишь в начале калибра, когда реборда еще сравнительно низка и не препятствует вытеснению металла из калибра.

Согласно второму условию нормального образования формы шара, вытяжка обжимаемого участка заготовки должна соответствовать изменению формы и размеров реборды калибра. В случае прокатки шаров длина обжимаемой перемычки ( $b_a$ ) должна быть равна ширине прямого участка реборды калибра ( $a_a$ ). Если изменение ширины реборды калибра меньше вытяжки обжимаемой заготовки ( $a_a < b_a$ ), то металл будет отходить от реборды, и на поверхности заготовки будет образовываться накат, который при дальнейшем обжатии заготовки раскатывается в плену. Если же изменение ширины реборды калибра больше, чем вытяжка заготовки ( $a_a > b_a$ ), то в обжимаемой перемычке возникают осевые растягивающие напряжения, которые могут привести к разрыву перемычки.

Таким образом, для выполнения как первого, так и второго условий образования формы шара реборда на различных участках калибра должна иметь строго определенную толщину. В связи с этим формирующий участок калибра имеет переменный шаг нарезки.

На основании третьего положения можно отметить, что обжатие заготовки ведется сравнительно узкими участками, поэтому разрушения металла в осевой зоне не происходит.

В настоящее время в технической литературе отсутствует подробная методика расчета калибровки

валков шаропрокатного стана. Разработанная нами методика используется при калибровке валков шаропрокатного стана 40-80 Гурьевского металлургического завода. При ее разработке использовали общие положения по калибровке, изложенные в работах [1 – 5].

В качестве примера ниже приведен расчет калибровки валков для прокатки шара диам.  $d_{ш} = 125$  мм; диаметр валков  $d_b = 440 - 460$  мм. Расчет калибровки шара выполняется для левого валка, калибровка правого валка аналогична. Единственное отличие в том, что после нарезки реборды правого валка она подрезается по высоте на определенную величину.

При расчете и построении калибровки валков необходимо руководствоваться рекомендациями к проектированию, приведенными в таблице [1].

**Исходными данными** для калибровки являются техническая характеристика прокатного стана, размеры прокатных валков, диаметр получаемого шара.

Согласно ГОСТ 7524 – 89 «Шары стальные горячекатаные для шаровых мельниц» выбираем номинальный диаметр шара для последующей калибровки валков с учетом допускаемых отклонений. Принимаем  $d_{ш} = 125$  мм, допускаемое отклонение диаметра  $\pm 5$  мм. Тогда диаметр заготовки составляет  $d_3 = d_{ш}/\eta_0 = 125/1,03 = 121,35$  мм, где  $\eta_0$  – коэффициент, учитывающий радиальный рост размера шара во время прокатки (принимаем  $\eta_0 = 1,03$ ).

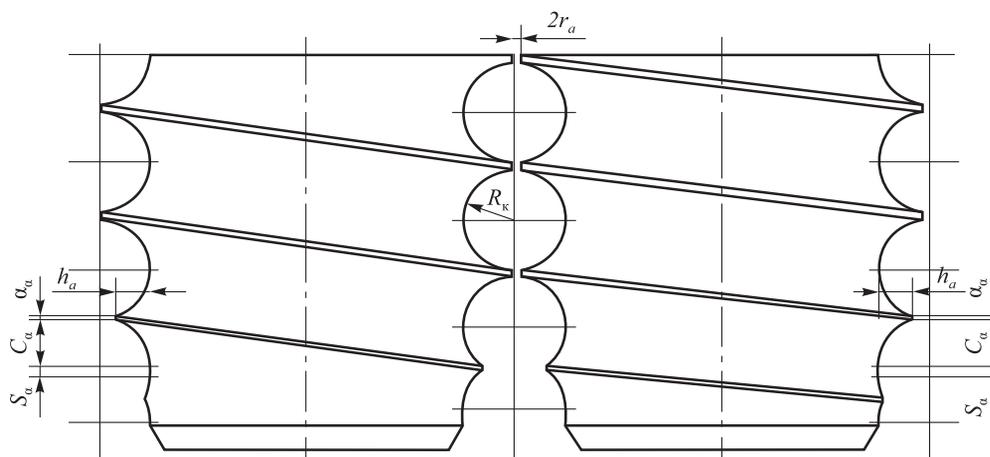
По ГОСТ 2590 – 2006 «Прокат сортовой стальной горячекатаный круглый» выбираем ближайшую по диаметру заготовку 120 мм. Тогда диаметр шара будет равен

$$d_{ш} = d_3 \eta_0 = 120 \cdot 1,03 = 123,6 \text{ мм.} \quad (1)$$

Основные размеры валков шаропрокатного стана приведены на рисунке.

**Исходные данные для проектирования калибровки валков шаропрокатных станов**

$d_{ш}$ , мм	$d_b$ , мм	Протяженность калибра, $\alpha^\circ$		$2r$ , мм	Размер реборды, мм		
		$\alpha_{общ}$	$\alpha_{отд}$		высота на захвате	ширина на отделочном участке	ширина на участке $270^\circ$ от захвата
Станы для прокатки заготовок шаров подшипников качения							
1 <sup>1</sup> / <sub>16</sub>	200 – 220	900 – 1080	540	2,0 – 2,5	1,0 – 1,3	4,0	1,8 – 2,0
1 <sup>3</sup> / <sub>32</sub>				2,0 – 2,5	1,0 – 1,3	4,0	
1 <sup>1</sup> / <sub>4</sub>				2,5 – 3,0	1,8 – 2,0	5,0 – 6,0	
1 <sup>1</sup> / <sub>2</sub>				2,5 – 3,0	1,8 – 2,0	5,0 – 6,0	
До 2				3,0 – 3,8	2,5 – 3,2	6,0 – 6,5	
Станы для прокатки мелющих шаров							
40 – 50	180 – 300	900 – 1080	540 – 720	3,0 – 3,2	2,5 – 3,8	3,7 – 5,4	2,0 – 2,4
60 – 80	280 – 460	1080 – 1350	630 – 810	3,6 – 5,0	4,4 – 4,5	5,8 – 8,4	3,0
100 – 125	550 – 690	1260 – 1350	630 – 810	6,0	5,4	9,0 – 11,0	3,5 – 4,0



Основные размеры, мм, прокатных валков:  
 $h_a$  и  $a_\alpha$  – высота и ширина реборды валка;  $C_\alpha$  и  $S_\alpha$  – ширина сферического и цилиндрического участков калибра;  
 $r_\alpha$  и  $R_k$  – радиусы перемычки и калибра

Дальнейший расчет калибровки можно разбить на несколько последовательных этапов.

На **предварительном** этапе определяем следующие параметры:

диаметр калибра

$$d_k = d_{ш} \eta_t = 123,6 \cdot 1,013 = 125,2 \text{ мм}, \quad (2)$$

где  $\eta_t = 1,013$  – коэффициент, учитывающий температурное расширение металла;

минимальную высоту реборды

$$a = 0,04R_k + 1,3 = 0,04 \cdot 62,6 + 1,3 = 3,8 \text{ мм}, \quad (3)$$

где  $R_k = d_k/2$  – радиус калибра, мм;  
 начальную высоту реборды

$$h_0 = 1,5 + 0,07(R_k - 10) = 1,5 + 0,07(62,6 - 10) = 5,2 \text{ мм}; \quad (4)$$

минимальный радиус перемычки

$$r = 1 + 0,04(R_k - 10) = 1 + 0,04(62,6 - 10) = 3,1 \text{ мм}; \quad (5)$$

ширину реборды перед отрезкой

$$a_{отр} = 4 + 0,14(R_k - 10) = 4 + 0,14(62,6 - 10) = 11,4 \text{ мм}. \quad (6)$$

Как уже отмечалось, очаг деформации при прокатке шаров можно разделить на два участка: формующий и отделочный. На формующем участке происходит обжатие перемычки и формирование шаров из круглой заготовки, соединенных перемычками. На отделочном участке происходит окончательная отделка шаров. На этом участке калибра обжатие шара не происходит.

Протяженность калибра (число витков) условно измеряется в градусах развертки винтовой линии. За начало калибра ( $0^\circ$ ) принят центр радиуса калибра, распо-

ложенного на прямой, проходящей вдоль торца валка со стороны выхода готового шара.

При прокатке шаров руководствуемся рекомендациями таблицы и задаемся общей длиной калибра  $\alpha_{общ}$ , длиной формующего участка  $\alpha_\phi$  и, соответственно, отделочного участка  $\alpha_{отд} = \alpha_{общ} - \alpha_\phi$ .

Разбиваем длину калибра на равные участки; для предварительного расчета достаточен угол разбивки  $\Delta\alpha = 90^\circ$ .

Радиус перемычки в конце формовки при  $\alpha = \alpha_\phi - \Delta\alpha$  определяем из соотношения

$$r_{отр} = r + \frac{R_k - h_0 - r}{\alpha_\phi} \Delta\alpha. \quad (7)$$

Изменение высоты реборды при повороте валка на  $90^\circ$  составляет

$$\Delta h = r_{отр} - r. \quad (8)$$

Для каждого угла поворота валков от  $\alpha_{общ}$  до нуля через промежуток  $90^\circ$  находим высоту реборды:

$$h_{\alpha-90} = h_\alpha + \Delta h, \quad (9)$$

где  $h_\alpha$  – текущая высота реборды, мм.

Рассчитываем радиус перемычки, при этом минимальный его размер составит  $r = r_{\alpha_{отд}}$ , а радиус перемычки на формовочном участке определяем по зависимости

$$r_{\alpha+90} = r_\alpha + \Delta h. \quad (10)$$

Определяем ширину сферического участка калибра из выражения

$$C_\alpha = \sqrt{R_k^2 - r_\alpha^2}. \quad (11)$$

Так как отрезка перемычки начинается еще во время формовки шара, то принимаем ширину сферического

участка отрезки именно на угле поворота валка  $\alpha_{\text{отд}+90}$ , предшествующем отделочному участку калибра, т.е.

$$C_{\text{отр}} = C_{\alpha_{\text{отд}+90}}$$

Основные расчетные данные предварительного этапа калибровки приведены ниже:

$\alpha, ^\circ$	$h_{\alpha-90}, \text{ мм}$	$r_{\alpha-90}, \text{ мм}$	$C_\alpha, \text{ мм}$
1260	5,20	57,40	24,98
1170	14,25	48,35	39,76
1080	23,30	39,30	48,73
990	32,35	30,25	54,81
900	41,40	21,20	58,90
810	50,45	12,15	61,41
720	59,50	3,10	62,52
630	59,50	3,10	—
540	59,50	3,10	—

Можно отметить, что высота реборды изменяется по линейному закону, ширина сферического участка увеличивается по ходу прокатки.

УДК 621.791:624

*Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков,  
С.Н. Старовацкая, А.В. Роор*

Сибирский государственный индустриальный университет

## ВЛИЯНИЕ ФЛЮСА АН-60 С УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКОЙ НА КАЧЕСТВО СВАРНЫХ ШВОВ СТАЛИ 09Г2С\*

**Аннотация.** Показана возможность снижения содержаний кислорода и водорода в металле сварных швов при автоматической дуговой сварке под флюсом при введении в него углеродфторсодержащей добавки, при этом уменьшается загрязненность шва оксидными неметаллическими включениями, повышаются значения механических свойств и ударная вязкость металла сварных швов при отрицательных температурах. Установлено, что при введении углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-60 в количестве до 6 % содержание углерода в металле шва при сварке стали 09Г2С не превышает допустимых значений и не оказывает существенного влияния на твердость металла.

**Ключевые слова:** дуговая сварка, флюс, углеродфторсодержащая добавка, сварной шов.

## THE INFLUENCE OF FLUX AN-60 WITH CARBON-FLUORINE ADDITIVE ON THE QUALITY OF WELD STEEL 09G2S

**Abstract.** The work shows the possibility of reducing the oxygen content in the welds by automatic arc welding flux with the introduction of carbon-fluorine containing supplements, thus reducing the content of nonmetallic inclusions, and increased mechanical properties and impact strength (especially at low temperatures) of welds. It was determined that the introduction of the carbon-fluorine content into the flux AN-60 in amounts of less than 6 % when welding low-alloy steel does not exceed the allowable values, and no significant effect on the hardness of the metal.

**Keywords:** arc welding, flux, carbon-fluorine content, weld seam.

Снизить содержание неметаллических включений в металле сварных швов при автоматической сварке под флюсом можно применением слабоокислительных

**Выводы.** Разработана методика калибровки валков шаропрокатного стана на примере прокатки шара diam. 125 мм. Проведен расчет размеров заготовки, приведены исходные размеры реборды валка и перемычки. Все эти данные служат для дальнейшего расчета калибровки. Окончательный расчет калибровки валков будет изложен в следующей работе.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прокатное производство. Справочник. Т. 2. / Под ред. Е.С. Рокотяна. – М.: Металлургиздат, 1962. – 315 с.
2. Специальные прокатные станы / А.И. Целиков, М.В. Барбарин, М.В. Васильчиков и др. – М.: Металлургия, 1971. – 336 с.
3. Поперечная прокатка в машиностроении / В.С. Смирнов, В.П. Анисифоров, М.В. Васильчиков и др. – М.: Машгиз, 1957. – 376 с.
4. Шор Э.Р. Новые процессы прокатки. – М.: Металлургиздат, 1960. – 386 с.
5. Грановский С.П. Новые процессы и станы для прокатки изделий в винтовых калибрах. – М.: Металлургия, 1980. – 116 с.

© 2013 г. *В.Н. Перетятыко, А.С. Климов,  
М.В. Филиппова*  
Поступила 3 декабря 2012 г.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации госзаказа 7.5021.2011.

флюсов, однако такие флюсы имеют неудовлетворительные сварочно-технологические свойства и редко применяются при сварке низколегируемых сталей. При использовании окислительных флюсов металл шва насыщается кислородом за счет кремне- и марганцевостановительных процессов. В связи с этим повышается

содержание общего кислорода в металле сварного шва, увеличивается содержание оксидных неметаллических включений, резко падает один из основных параметров качества – ударная вязкость при отрицательных температурах [1]. Получить сварной шов с пониженным содержанием неметаллических включений можно введением добавок в окислительные флюсы.

Авторами работ [2, 3] на ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» была разработана технология сварки под флюсом стенок резервуаров в северном исполнении, которая включает в себя сварку двусторонним швом листов из низколегированной стали на стенде разными сварочными материалами. Технология защищена патентом РФ, внедрена в производство и позволяет получать высокие механические свойства и ударную вязкость сварных соединений при отрицательных температурах. В ходе исследований [4] также была разработана и опробована керамическая флюс-добавка, позволяющая улучшить газовую защиту и уменьшить содержание неметаллических включений в металле сварного шва. Однако уровень механических свойств и ударной вязкости при отрицательных температурах хоть и удовлетворял требованиям ГОСТ 31385 – 2008, но был трудно реализуем в связи с некоторой отбраковкой по ударной вязкости.

Для увеличения ударной вязкости предложена [5] углеродфторсодержащая добавка во флюс для сварки низколегированных сталей, которая была опробована в смеси с флюсом марки АН-348А для сварки резервуаров. Показано положительное влияние добавки на снижение концентрации кислорода и неметаллических включений в металле шва и повышения механических свойств и ударной вязкости.

Целью настоящей работы является рассмотрение возможности использования углеродфторсодержащей добавки в смеси с окислительным плавным пемзоподобным флюсом АН-60.

Для получения добавки использовали углеродфторсодержащие отходы металлургического производства и жидкое стекло, которые перемешивали и сушили в печи при температуре 300 °С. Добавку охлаждали и дробили до фракции 0,2 – 2,0 мм, затем смешивали с флюсом марки АН-60 в смесителе. Содержание добавки во флюсе изменяли в пределах 2 – 8 %. Сварку двусторонних стыковых швов без разделки кромок образцов размером 200×500×16 мм из стали 09Г2С проводили сварочным трактором АСАW-1250 с использованием сварочной проволоки марки Св-08ГА при следующем режиме: сварочный ток  $I_{св} = 700$  А, напряжение на дуге  $U_{д} = 35$  В, скорость сварки  $v_{св} = 24,5$  м/ч, диаметр проволоки  $d = 4$  мм. Для сравнения проводили сварку под флюсом АН-60 без добавок при том же режиме.

Отбор образцов для металлографического анализа, а также для определения механических свойств и ударной вязкости проводили согласно требованиям ГОСТ 6996 – 66.

Определение содержания углерода, серы и фосфора в металле сварных швов проводили химическими методами по ГОСТ 12344 – 2003, ГОСТ 12345 – 2001 и ГОСТ 12347 – 77 соответственно. Содержание легирующих элементов в металле шва, а также оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия и фтористых соединений во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках определяли на рентгенофлюоресцентном спектрометре XRF-1800 фирмы SHIMADZU.

Установлено, что углеродфторсодержащая добавка к флюсу приводит к некоторому повышению содержания углерода в металле шва. На рис. 1 показана зависимость содержания углерода в металле шва от количества углеродфторсодержащей добавки во флюсе. Анализ изменения содержания углерода показал, что применение флюса с добавками приводит к незначительному (с 0,079 до 0,094 %) повышению содержания углерода в металле сварного шва при внесении добавки в количестве 2 – 6 %, что обеспечивает концентрацию углерода в металле шва, соответствующую концентрации углерода в металле в исходном состоянии (0,087 %). При дальнейшем (до 8 %) увеличении количества добавки во флюс содержание углерода повышается до 0,108 %. При сварке под флюсом АН-60 без добавки содержание углерода в металле сварного шва меньше, чем в основном металле, и составляет 0,069 %. Таким образом, с точки зрения изменения содержания углерода в металле сварного шва оптимальным является присадка добавки в количестве 2 – 6 %.

Косвенной характеристикой влияния содержания углерода на качество сварного соединения является твердость металла шва и границы сплавления. Из вырезанных образцов готовили макрошлифы, измеряли твердость в основном металле, на границе сплавления и в металле шва. Введение углеродфторсодержащей добавки во флюс не приводит к существенному увеличению твердости. Твердость основного металла изменялась в пределах 108 – 117 НВ, на границе сплавления в пределах 131 – 153 НВ и твердость металла шва в пределах 139 – 172 НВ в зависимости от количества углеродфтор-

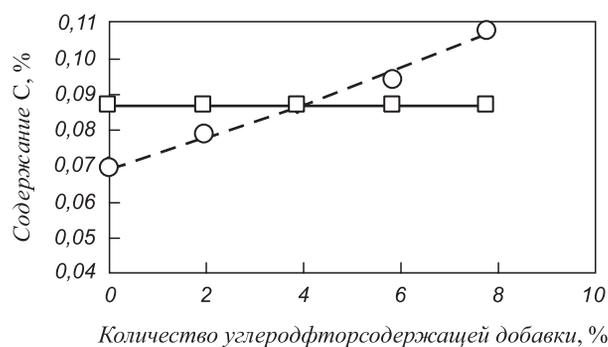


Рис. 1. Концентрация углерода в основном металле (—) и в металле сварного шва (---) в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки во флюс

содержащей добавки. При этом во всех случаях твердость металла шва соответствует требованиям ГОСТ и ниже максимально допустимого значения 280 НВ.

Содержание серы и фосфора в металле шва при сварке под флюсом с добавками и без добавок не изменилось и находилось в пределах 0,015 – 0,019 и 0,013 – 0,015 % соответственно, т.е. применение флюсов с добавками не повлияло на переход серы и фосфора из шлака в металл.

Введение углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-60 привело к небольшому увеличению содержания кремния, марганца и алюминия в металле шва по сравнению с базовым вариантом (содержание кремния увеличилось с 0,53 до 0,65 %, марганца с 1,33 до 1,69 % и алюминия с 0,014 до 0,025 %). По-видимому, это связано с перераспределением кислорода в системе металл – шлак за счет прямого восстановления содержащимся во флюсе углеродом оксидов шлака.

Результаты рентгеноспектрального анализа исследуемого флюса с углеродфторсодержащими добавками и полученных после сварки шлаков подтверждают протекание окислительно-восстановительных процессов и перераспределение кислорода в системе металл – шлак (рис. 2). Углеродфторсодержащая добавка во флюс способствовала дополнительно переходу оксидов из металла в шлак.

Проведенное определение концентрации кислорода по ГОСТ 17745 – 90 методом восстановительного плавления на газоанализаторе фирмы «LECO» TC-600 подтвердило снижение содержания кислорода при использовании добавок. Так, массовая доля кислорода в образцах, полученных при сварке под флюсом с добавкой в количестве 2, 4, 6 и 8 %, уменьшилась по сравнению с контрольной пробой (сварка под флюсом АН-60 без добавок) в среднем с 906 до 884, 757, 664 и 611 ppm соответственно. Причем фракционный газовый анализ показал, что массовая доля кислорода в силикатах изменилась с 765 до 641, 511, 444 и 370 ppm соответственно; в алюминатах с 218 до 138, 159, 184 и 183 ppm соответственно; в алюмосиликатах кальция, силикатах кальция и магниевых шпинелях с 10,1 до 10,5, 15,4, 9,7 и 18,4 ppm соответственно. Массовая доля азота изменялась при сварке под флюсом АН-60 без добавок в пределах 69 – 70 ppm, а при сварке с использованием добавки – в пределах 68 – 71 ppm. Снизилось содержание водорода с 0,70 см<sup>3</sup>/100 г металла (сварка под флюсом АН-60 без добавок) до 0,30, 0,25, 0,15 и 0,10 см<sup>3</sup>/100 г металла (сварка под флюсом АН-60 с добавкой в количестве 2, 4, 6 и 8 % соответственно).

Металлографические исследования проводили на полированных микрошлифах с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при увеличении 200 крат. В структуре всех проб наблюдаются точечные включения оксидов и силикатов, оценивающиеся баллом 1 – 2 по шкале ГОСТ 1778 – 70.

Микроструктуру металла выявляли травлением 4 %-ым раствором HNO<sub>3</sub> в этиловом спирте. В микро-

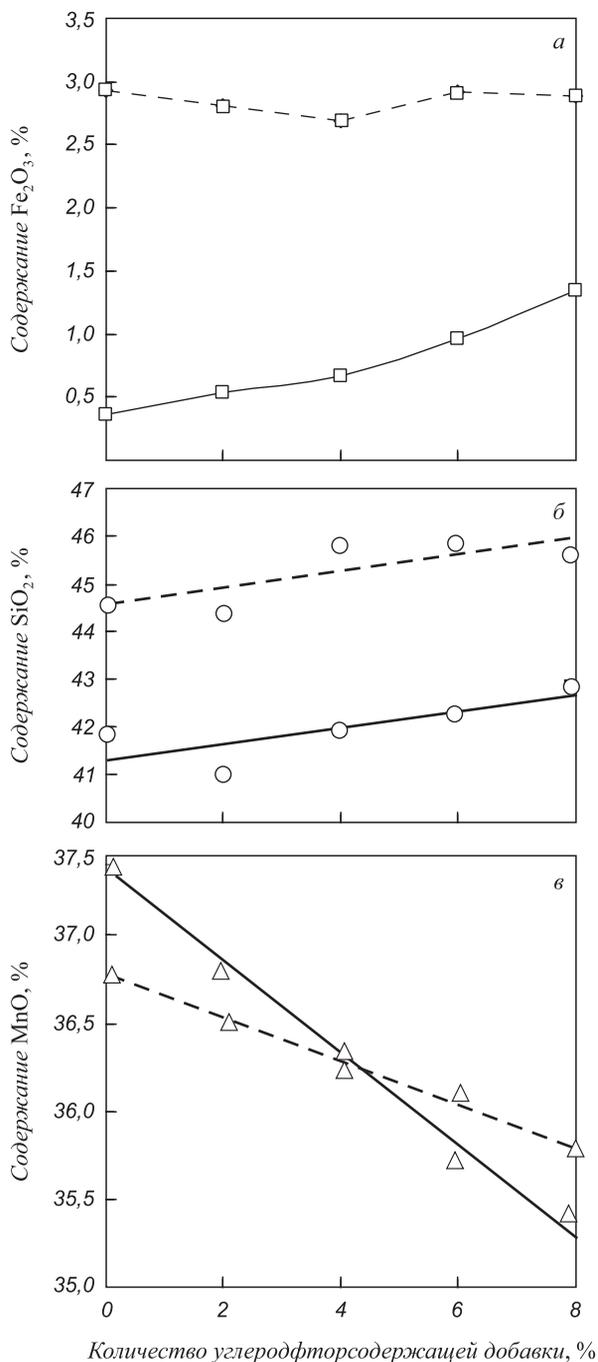


Рис. 2. Изменение концентрации Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (а), SiO<sub>2</sub> (б), MnO (г) во флюсе (—) и в шлаке (---) при различном количестве углеродфторсодержащей добавки

структуре всех проб наблюдается одинаковое зонное строение: область сварного шва, переходная зона, основной металл (рис. 3, а). В структуре основного металла присутствуют равновесные зерна феррита и перлит на границах ферритных зерен. Структура металла удовлетворительная, зерно оценивается баллом 7 – 8 по ГОСТ 5639 – 82. В микроструктуре сварного шва присутствуют ферритные зерна, вытянутые в направлении отвода тепла. Заметен переход от феррито-перлитной структуры к игольчатой видманштеттовой, при этом заметно увеличивается размер ферритных зерен

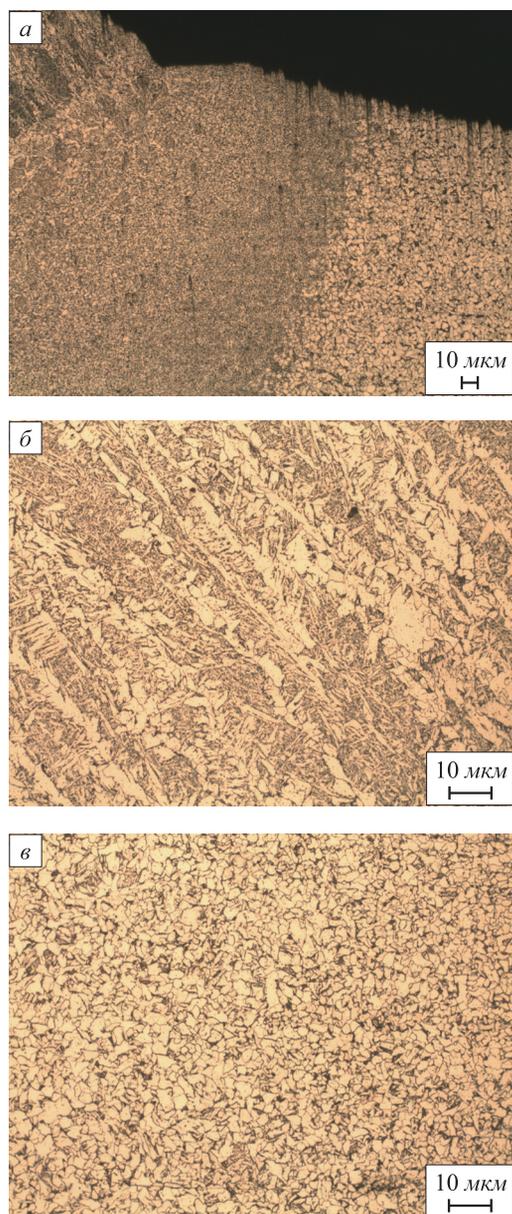


Рис. 3. Микроструктура металла вблизи поверхности зоны шва (а), в зоне шва (б), в переходной мелкокристаллической зоне (в)

(рис. 3, б). В переходной зоне от основного металла к сварному шву наблюдается мелкозернистая структура (балл 10 – 11), образовавшаяся в результате рекристаллизации при нагреве в процессе сварки (рис. 3, в).

Значения предела текучести ( $\sigma_T$ ), предела прочности ( $\sigma_B$ ), относительного удлинения ( $\psi$ ) и ударной вязкости (КСУ) при температуре  $-20\text{ }^\circ\text{C}$  показывают (см. таблицу), что уровень свойств значительно превышает требуемые согласно ГОСТ 31385 – 2008. Вероятнее всего, улучшение механических свойств и ударной вязкости при отрицательных температурах сварных соединений связано со снижением содержания кислорода и водорода в металле сварного шва, а также с изменением морфологии оксидных включений.

**Выводы.** Подтверждена принципиальная возможность введения в сварочные флюсы добавок углерод-

### Механические свойства металла сварных соединений при сварке под флюсом АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой

Количество добавки, %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup> , при $T = -20\text{ }^\circ\text{C}$
–	516 512 – 520	390 382 – 400	21 20 – 22	30 28 – 32
2	540 534 – 547	420 413 – 425	23 21 – 24	42 39 – 45
4	548 540 – 556	416 408 – 423	22 21 – 23	43 41 – 44
6	556 550 – 562	412 406 – 417	23 22 – 24	50 48 – 53
8	585 580 – 589	422 418 – 430	22 21 – 23	56 54 – 59
Требования ГОСТ 31385 – 2008 и ПБ-03-605-03				
	$\geq 490$	$\geq 350$	$\geq 21$	$\geq 35$

Примечание. В числителе приведены средние значения показателей, полученные по результатам испытаний шести образцов, в знаменателе – минимальное и максимальное значения.

фторсодержащих компонентов. При использовании исследуемой добавки во флюс АН-60 в количестве до 6 % концентрация углерода в металле сварных швов остается на уровне концентрации углерода в основном металле, твердость не возрастает; применение углеродфторсодержащих добавок может быть целесообразно для раскисления металла шва по сравнению с существующими кремне- и марганцевосстановительными процессами. Использование углеродфторсодержащих добавок позволяет уменьшить общее содержание кислорода в металле шва, и следовательно, снизить уровень загрязненности металла неметаллическими включениями и, как следствие, увеличить показатели требуемых механических свойств и ударную вязкость сварных соединений.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. – Киев: Техника, 1984. – 166 с.
2. Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А. и др. // Сварочное производство. 2012. № 5. С. 35 – 38.
3. Пат. 2465108 РФ. Способ сварки под флюсом / Н.Е. Крюков, И.Н. Ковальский, Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. Заявл. 08.06.2011. Оpubл. 27.10.2012.
4. Пат. 2467853 РФ. Керамический флюс-добавка / Н.Е. Крюков, И.Н. Ковальский, Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова. Заявл. 08.06.2011. Оpubл. 27.11.2012.
5. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В. и др. // Изв. вуз. Чер. металлургия. 2012. № 10. С. 35 – 38.

© 2013 г. Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, С.Н. Старовацкая, А.В. Поор  
Поступила 21 января 2013 г.

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.162.263

*В.В. Лавров<sup>1</sup>, Н.А. Спиринов<sup>1</sup>, А.А. Бурыкин<sup>1</sup>, О.П. Онорин<sup>2</sup>,  
И.Е. Косаченко<sup>3</sup>, А.В. Краснобаев<sup>3</sup>, В.Ю. Рыболовлев<sup>3</sup>*

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

<sup>2</sup> ОАО «Уральский институт металлов»

<sup>3</sup> ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

## РАЗРАБОТКА МОДЕЛИРУЮЩЕЙ СИСТЕМЫ РАСЧЕТА ТЕПЛООБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ И ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ЗОНЫ ВЯЗКОПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

**Аннотация.** Представлены этапы разработки информационно-моделирующей системы, позволяющей оценивать расположение и форму зоны вязкопластичных масс железорудных материалов (зону когезии) в доменной печи, осуществлять диагностику ее рациональной конфигурации по реально доступной информации о работающей печи для базового периода, а также решать комплекс задач для проектного периода при изменении режимных параметров плавки. Отражены функциональные возможности и результаты использования программного обеспечения для управления технологией доменной плавки ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

**Ключевые слова:** доменное производство, информационно-моделирующая система, разработка программного обеспечения, теплообмен, вязкопластичное состояние, железорудные материалы, конфигурация зоны когезии.

## THE DEVELOPMENT OF THE MODELING SYSTEM OF THE CALCULATION OF HEAT EXCHANGE PROCESSES AND ESTIMATION OF PARAMETERS OF THE ZONE OF VISCOPLASTIC STATE OF IRON METAL MATERIALS IN BLAST FURNACE

**Abstract.** This report presents the development of cycles used by authors in the creation of the computer decision support system, allowing to size up an arrangement and the form of a zone of viscoplastic weights of iron metal materials (plastic zone) in a blast furnace, to carry out diagnostic of its rational configuration under really accessible information on the working blast furnace for the base period, and also to solve a complex of problems for the design period at change of operating conditions of fusion. The article reflects the functionality and the results of use of the software to solve technological problems in the blast-furnace process of OJSC Magnitogorsk Iron and Steel Works.

**Keywords:** blast furnace, the computer decision support system, software development, heat exchange stockline, technological smelting conditions, charge material distributions, liquid phase formation, plastic zone position.

Роль алгоритмов и компьютерных программ для решения комплекса технологических задач в области металлургии MES-уровня (Manufacturing Execution Systems – системы управления технологией, производственными процессами) современных автоматизированных информационных систем крупнейших металлургических предприятий России в настоящее время становится все более очевидной. Это определяет потребность в разработке специализированного программного обеспечения информационно-моделирующих систем, в основу которого положен комплекс математических моделей, учитывающих как физику процесса, основы теории тепло- и массообмена, законы сохранения энергии, так и особенности влияния технологических и стандартных характеристик сырья на показатели производственного процесса [1, 2]. При этом важно обеспечить высокий уровень их интеграции с су-

ществующими производственными и корпоративными системами.

Основные показатели работы доменной печи во многом определяются параметрами зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов. Форма зоны пластичности и ее расположение в профиле доменной печи определяются рядом факторов, основными из которых являются распределение рудной нагрузки по сечению колошника, а также характеристики вязкопластичного состояния железорудных материалов: температура начала и температура расплавления (появление текучего шлакового расплава). Максимально возможная производительность может быть достигнута при наилучшей форме и наименьшей толщине зоны пластичности, а также при хорошей фильтрации расплавов в зоне, расположенной ниже зоны пластичности [3, 4].

Несмотря на расширение возможностей определения положения зоны пластичности в доменной печи, в том числе и с помощью математического моделирования [5 – 12], актуальными остаются вопросы создания методов оперативного контроля ее положения и оценки изменения в процессе плавки.

В основу разработки математической модели информационно-моделирующей системы расчета теплообменных процессов и оценки параметров зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов в доменной печи положен известный принцип возмущенного-невозмущенного движения [13]. Модель доменного процесса условно можно разделить на две части – модель базового состояния и прогнозирующую модель (модель в малом). Модель базового состояния позволяет оценивать состояние процесса по фактическим усредненным показателям за базовый период работы печи. Прогнозирующая модель с использованием результатов, полученных с помощью модели базового состояния, позволяет оценить показатели доменного процесса в случае изменения условий плавки. Ранее этот принцип был успешно использован при моделировании теплового, дутьевого, газодинамического и шлакового режимов доменной плавки [1, 2].

Поскольку математическая модель расположения и конфигурации зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов является относительно сложной для реализации подсистемы в виде программного модуля, потребовалось проведение функционального

моделирования [14] и с детальной разработкой спецификаций отдельных блоков модели.

Функциональное моделирование выполнено по стандарту IDEF0 (Integrated computer aided manufacturing DEfinition), который является развитием методики SADT (Structural Analysis and Design Technique) [14]. Использование методики IDEF0 позволило создать функциональную структуру информационно-моделирующей системы, выявить производимые действия и связи между этими действиями, управляющие воздействия и механизмы выполнения каждой функции, что в конечном итоге позволило на ранней стадии проектирования предотвратить возможные ошибки. Реализация выполнена с помощью CASE-средства AllFusion Process Modeler (BPwin) [15].

Общее количество декомпозированных блоков функциональной модели составляет 104. Фрагмент диаграммы 1-го уровня функциональной модели подсистемы моделирования зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов, представленный на рис. 1, включает следующие функции:

– «Осуществить сбор и первичную обработку данных» (блок A1) обеспечивает автоматическое наполнение системы данными из АСУ ТП и КИС; сбор первичных данных производится в строго регламентированные моменты времени, которые установлены согласно требованиям инженерно-технологического персонала доменного цеха, выходная информация служит источником для всех других подсистем;

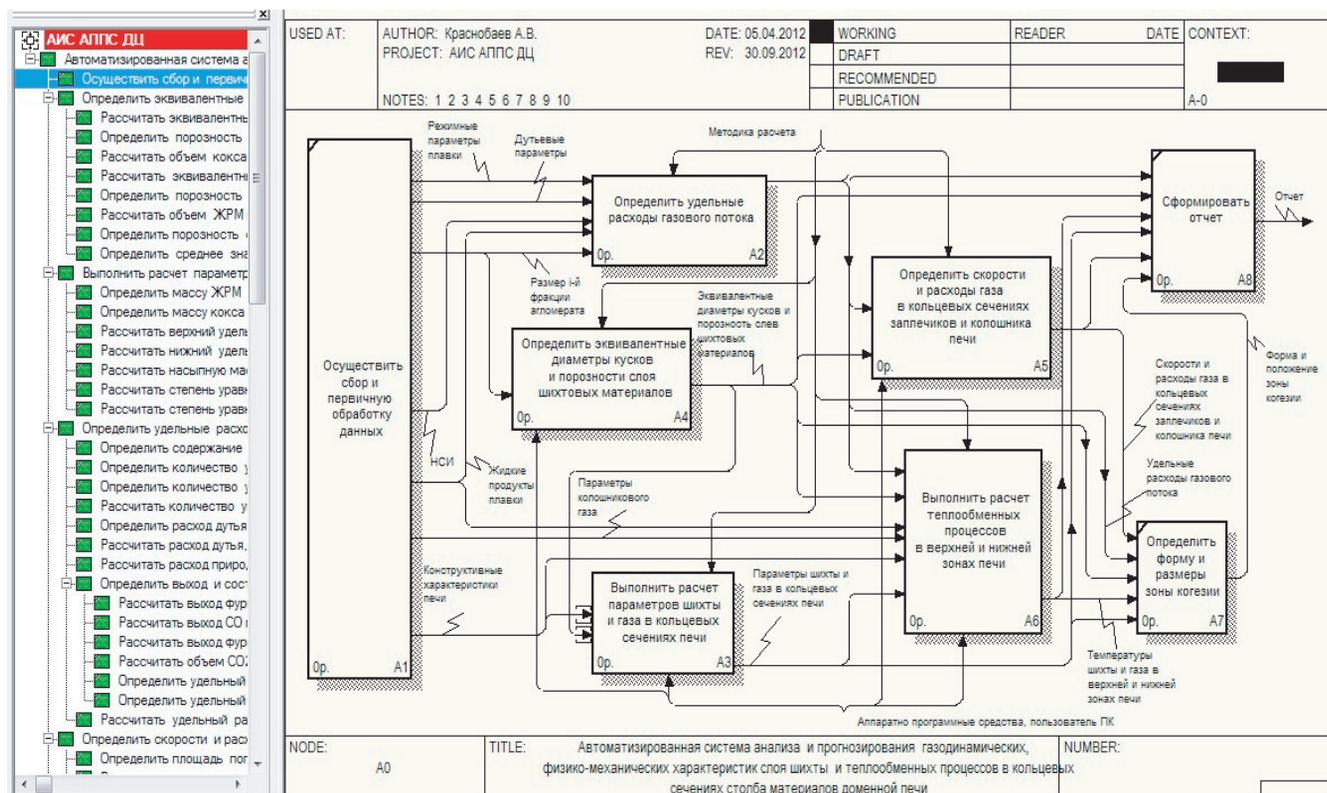


Рис. 1. Фрагмент функциональной модели подсистемы моделирования зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов

– «*Определить эквивалентные диаметры кусков и порозности слоя шихтовых материалов*» (блок А2) обеспечивает расчет эквивалентных диаметров кусков кокса и агломерата, порозности слоев кокса, агломерата и окатышей;

– «*Выполнить расчет параметров шихты и газа в кольцевых сечениях печи*» (блок А3) обеспечивает расчет массы кокса и железорудных материалов (ЖРМ) в 1 м<sup>3</sup> шихты в кольцевых сечениях; насыпной массы шихты, ЖРМ и степени уравнивания шихты в каждом кольцевом сечении в верхней и нижней зонах печи; нижний и верхний удельные перепады давления газа;

– «*Определить удельные расходы газового потока*» (блок А4) обеспечивает расчет следующих показателей: содержание «нелетучего» углерода в коксе; количество углерода кокса, пришедшего в печь; количество углерода кокса на восстановление оксидов железа и примесей чугуна прямым путем; количество углерода кокса, сгорающего у фурм; расход природного газа в расчете на 1 кг углерода кокса, сгорающего у фурм; расход дутья, необходимый для сжигания 1 кг кокса у фурм; расход дутья, необходимый для конверсии 1 м<sup>3</sup> природного газа; удельный расход дутья; выход фурменного (горнового) газа от сжигания 1 кг углерода кокса у воздушных фурм; выход фурменного (горнового) газа при конверсии 1 м<sup>3</sup> природного газа у воздушных фурм; удельный выход фурменного газа; выход СО при прямом восстановлении железа и примесей чугуна; объем СО<sub>2</sub>, получающийся при разложении известняка; удельный выход колошниковога газа;

– «*Определить скорости и расходы газа в кольцевых сечениях заплечиков и колошника печи*» (блок А5) обеспечивает расчет таких показателей, как объем кокса и ЖРМ в кольцевых сечениях; порозность слоя шихты в каждом кольцевом сечении зоны когезии и зоны фильтрации расплавов; скорость газа в расчетном сечении заплечиков; объемный расход газа в кольцевых сечениях заплечиков; объемный расход газа, проходящий через расчетные кольцевые сечения на колошнике; удельный выход фурменного газа; средняя скорость фильтрации газа в заплечиках;

– «*Выполнить расчет теплообменных процессов в верхней и нижней зонах печи*» (блок А6) обеспечивает расчет отношения теплоемкостей потоков шихты и газа, их соотношение и распределение температур шихты и газа в верхней и нижней ступенях теплообмена;

– «*Определить форму и размеры зоны когезии*» (блок А7) обеспечивает расчет геометрических параметров и графическое отображение зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов в доменной печи.

Создание алгоритмического обеспечения, спецификаций расчетных блоков произведено на основе диаграмм потоков данных (Data Flow Diagram, DFD), адаптированных для отображения математических зависимостей (расчетных блоков) [17]. Нотация метода

DFD предполагает разбиение математической модели на отдельные функциональные компоненты (процессы) и представление их в виде сети, связанной потоками данных. Главная цель использования нотации DFD – продемонстрировать, как каждый процесс преобразует свои входные данные в выходные, а также выявить отношения между этими процессами.

На рис. 2 продемонстрирована архитектура программного обеспечения информационно-моделирующей системы, в которой выделены основные компоненты ее программной реализации. Центральным звеном является структура хранения данных, которая формируется на сервере базы данных информационно-вычислительного центра доменного производства (ИВЦ ДЦ). Источниками ее наполнения являются аппаратно-программное обеспечение АСУ доменного цеха, корпоративной информационной системы (КИС) и центральной диспетчерской комбината (ЦДК). В зависимости от требований отдельных подсистем возможно реализовать различные периоды усреднения данных в базе с помощью механизмов СУБД.

Представленная на рис. 2 архитектура обеспечивает заданную функциональность, выполнение требований предметной области, относительно простое расширение и изменение системы, возможность автономной реализации отдельных программных модулей и их независимость от структуры хранения данных.

Программа имеет модульную структуру; основным клиентским модулем является RingsFront, выполненный в виде запускаемого файла Rings.exe. Среда разработки – Microsoft Visual Studio 2010, язык программирования С# [16]. Основными компонентами расчетного модуля являются следующие программные динамически подключаемые библиотеки (dynamic-link library, dll):

– RingSolverLib.dll – математическая библиотека расчета параметров теплообменных процессов в верхней и нижней зонах печи, формы и размеров зон вязкопластичного состояния железорудных материалов;

– ForecastLib.dll – математическая библиотека расчета шлакового режима доменной плавки;

– Gazdin.dll – математическая библиотека расчета газодинамического режима доменной плавки;

– BlastFurnaceGraphics.dll – пользовательский компонент (элемент управления) для визуализации зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов в доменной печи.

Программное обеспечение «Расчет теплообменных процессов и параметров зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов в доменной печи» является частью системы оптимизации технологического процесса доменной плавки, выполняет расчет и отображение следующих технологических параметров, характеризующих радиальную неравномерность распределения параметров на доменных печах ОАО «ММК»:

– показателей, характеризующих прямое восстановление оксидов железа;

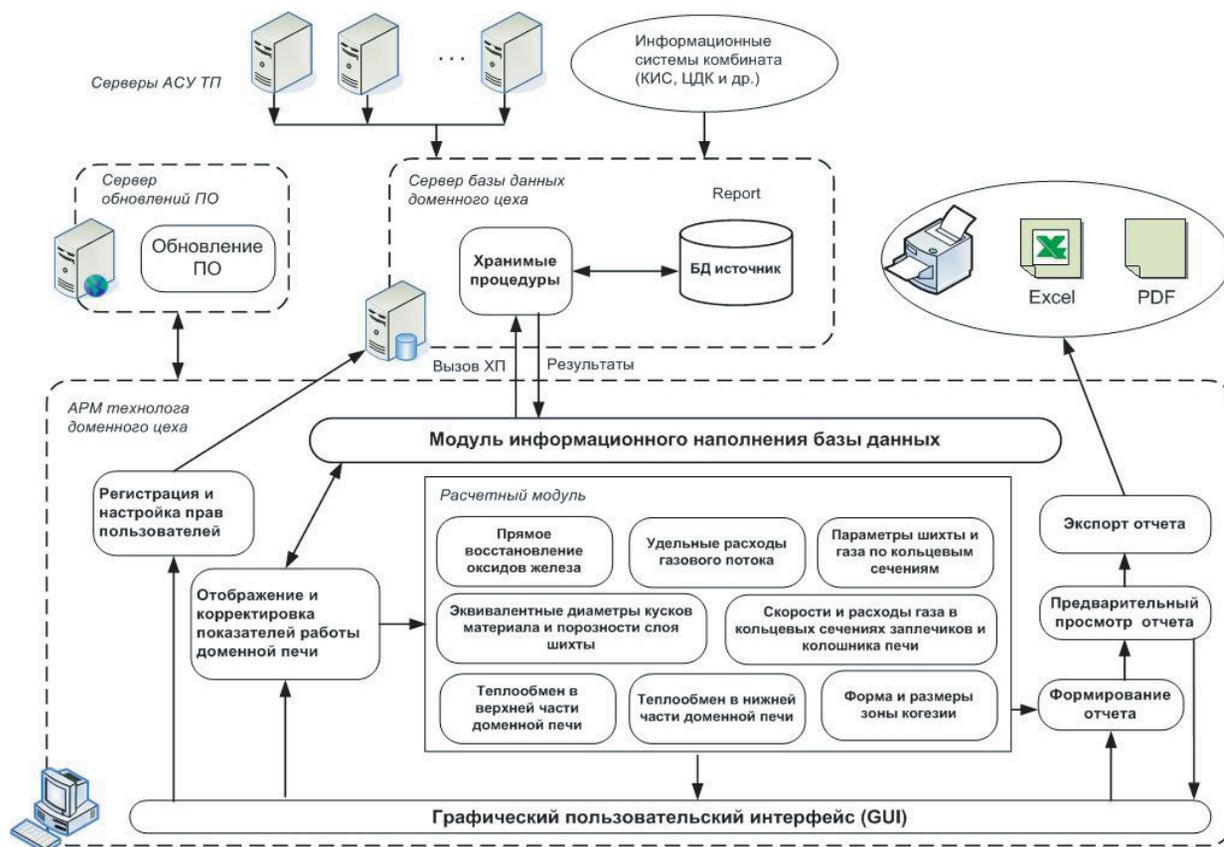


Рис. 2. Архитектура программного обеспечения

- удельных расходов газового потока;
- параметров шихты и газа по кольцевым сечениям;
- эквивалентных диаметров кусков материала и порозности слоя шихты;
- скоростей и расходов газа в кольцевых сечениях заплечиков и колошника печи;
- показателей, характеризующих теплообменные процессы в верхней и нижней ступенях теплообмена доменной печи;
- формы и размеров зон вязкопластичного состояния железорудных материалов.

Программное обеспечение предназначено для инженерно-технологического персонала, входит в состав автоматизированной информационной системы анализа и прогнозирования доменного цеха ОАО «ММК».

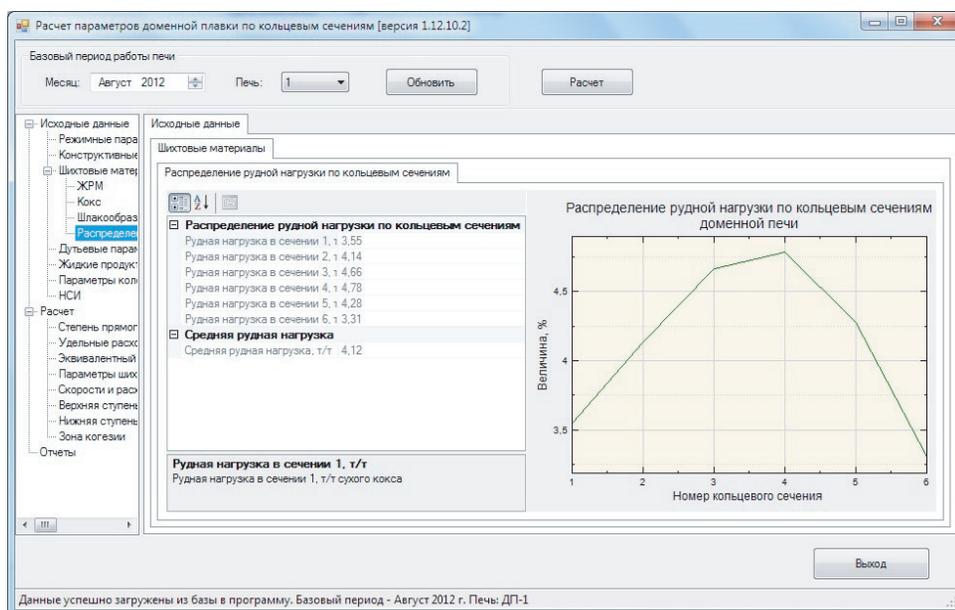
На рис. 3 представлено главное окно программы с результатами расчетного распределения рудной нагрузки по радиусу колошника и визуализацией формы и положения зоны когезии по фактическим производственным данным для ДП № 1 ОАО «ММК».

**Выводы.** Разработанная информационно-моделирующая система, внедренная в опытно-промышленную эксплуатацию доменного производства ОАО «ММК», позволяет инженерно-технологическому персоналу оценивать расположение и форму зоны вязкопластичных масс железорудных материалов в доменной печи по реально доступной информации о работающей печи,

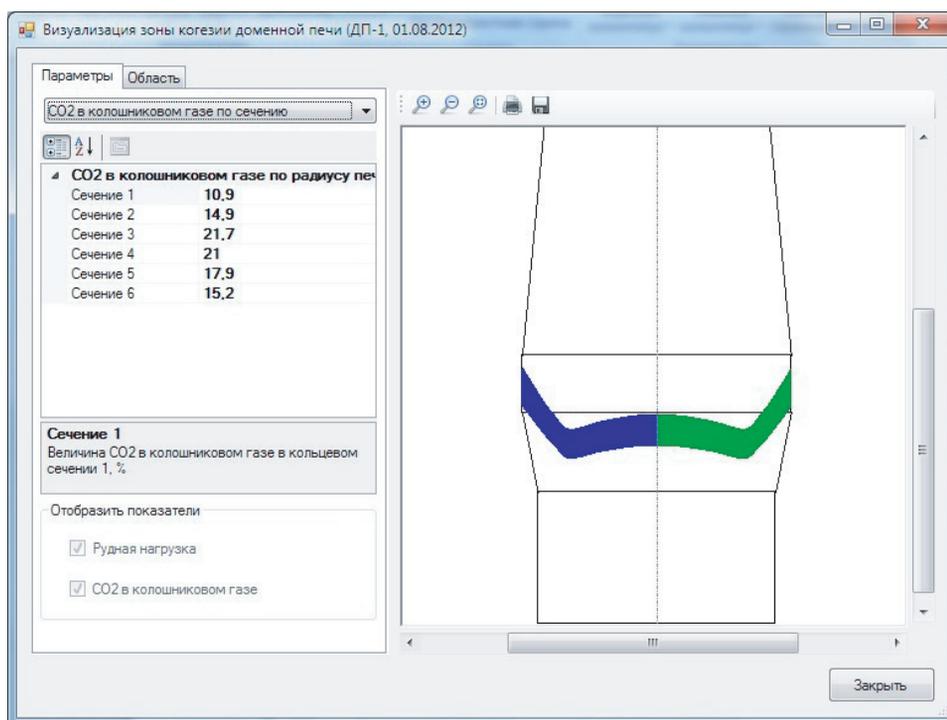
осуществлять диагностику ее рациональной конфигурации, а также решать комплекс прогнозных задач при изменении режимных параметров плавки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спиринов, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. Под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 462 с.
2. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спиринов, В.Л. Терентьев и др. Под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: УГТУ – УПИ, 2005. – 301 с.
3. Ю с ф и н Ю.С. Металлургия чугуна: – М.: ИКЦ «Академкинга», 2004. – 774 с.
4. Blast furnace Phenomena and modelling / Ed. By Yasuo Omori. Elsevier applied science. – London and New York, 1987. – 631 p.
5. Инада С., Кабаяси И., Исабэ М. // Тэцу то хаганэ. 1984. Т. 34, № 4. С. 59 – 64.
6. Хатига С. Оно Р., Фусэ К. и др. // Тэцу то хаганэ. 1986. Т. 36, № 3. С. 77 – 80.
7. Vecchida G., Giuli M. // Revue de Metallurgie – CIT. 1984. V. 81. № 5. P. 369 – 383.
8. Peters K.H., Alpeter W., Bachhofen H.Y. e.a. // Stahl and Eisen. 1984. Bd. 104. № 14. С. 59 – 62.
9. Yamamoto T., Shokyu T., Kanoshima H. e.a. // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1982. № 10. P. 774.
10. Ohno Y., Kondo K., Fukushima T. // Revue de Metallurgie. CIT. 1983. № 10. P. 809 – 825.
11. Kyle I. // Proceeding Conference, September 11–13. 1979. – London, 1980. P. 403 – 415.



а



б

Рис. 3. Скриншоты программного обеспечения информационно-моделирующей системы расчета теплообменных процессов и зоны когезии ДП № 1 ОАО «ММК»:

а – главное окно программы с отображением исходных данных; б – окно с результатами визуализации зоны когезии

12. Товаровский И.Г., Большаков В.И., Меркулов А.Е. Аналитические исследования доменной плавки. – Днепропетровск: ЧМП «Экономика», 2011. – 206 с.
13. Теория и практика прогнозирования в системах управления / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев и др. – Кемерово; М.: Издат. объединение «Российские университеты»: Кузбассвузиздат – АСТШ, 2008. – 487 с.
14. Одинцов И.О. Профессиональное программирование. Системный подход. 2-е изд. перераб. и доп. – СПб.: БХВ-Петербург, 2004. – 624 с.
15. Дубейковский В.И. Эффективное моделирование с СА ERwin Process Modeler (BPwin; AllFusion Process Modeler) – М.: Диалог-МИФИ, 2009. – 384 с.
16. Троелсен Э. Язык программирования C# 2010 и платформа .NET 4.0. Совершите увлекательное путешествие по вселенной .NET / – М.: ООО «И.Д. Вильямс», 2011. – 1392 с.

© 2013 г. В.В. Лавров, Н.А. Спиринов, А.А. Бурькин, О.П. Онорин, И.Е. Косаченко, А.В. Краснобаев, В.Ю. Рыболовлев  
Поступила 22 января 2013 г.

УДК 658.5:65.14/66

*В.В. Зимин, С.М. Кулаков, М.В. Пургина*

Сибирский государственный индустриальный университет

**О СИСТЕМЕ СБАЛАНСИРОВАННОГО И СОГЛАСОВАННОГО  
СТИМУЛИРОВАНИЯ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ ИТ-ПРОЕКТА\***

**Аннотация.** По аналогии с широко распространенным в управлении проектами понятием «сбалансированное проектирование» вводится понятие «сбалансированная функция стимулирования» проектной команды, предполагающее зависимость стимула от трех переменных: отклонения затрат, длительности, качества проекта от планового. Качество проекта оценивается по размеру потерь, которые несет заказчик проекта и поставщик ИТ-сервиса на начальном периоде его эксплуатации. Предлагаются два механизма оценки качества проекта: для поставщиков ИТ-услуг с развитыми и незрелыми ИТ-процессами. Также приводится постановка задачи синтеза сбалансированной функции стимулирования для параметрически заданного класса функций, декомпозиция задачи синтеза функции стимулирования и аналитические процедуры решения частных подзадач.

**Ключевые слова:** сбалансированное проектирование, функция стимулирования, согласованное стимулирование, оптимальная стратегия, декомпозиция задачи, бюджет проекта, длительность проекта, качество проекта.

**ABOUT BALANCED AND COORDINATED STIMULATION SYSTEM  
FOR IT-PROJECT MANAGEMENT**

**Abstract.** There is a concept “balanced stimulation function” of design team, by analogy with widespread concept of project management “balanced design”, which assumes dependence stimulus from three variables: budget deviation, duration, project quality from planned one. The actual project quality is understood as quantity loss, which are beard by the project customer and IT-provider on an initial operation stage. Two mechanisms of actual project quality estimation are offered: for IT- services suppliers of with developed and immature IT- processes. The synthesis problem statement of balance stimulation function for parametrically set class of functions, synthesis problem decomposition of stimulation function and analytical procedures of the private subtasks solution are also given.

**Keywords:** balanced design, stimulation function, coordinated stimulation, optimum strategy, task decomposition, project budget, project duration, project quality.

В настоящей работе исследован один из примеров контрактной системы стимулирования [1], который может быть применен в управлении проектами для организации эффективного взаимодействия между заказчиком проекта (центром) и проектной командой (агентом). Отметим две важные особенности традиционного подхода к управлению ИТ-проектом:

1. Эффективное управление проектированием требует регулярного «балансирования» трех важнейших компонентов проектной деятельности:

– заданной совокупности требований к полезности и применимости ИТ-сервиса, определяющей его плановое качество  $K_{\text{тест}}^*$ ;

– ресурсов (бюджета  $B^*$  проекта), выделенными для выполнения проекта;

– длительности  $T^*$  выполнения проектных работ [2, 3].

Такой подход называют «сбалансированным» механизмом управления процессом проектирования.

2. Функция  $\sigma = \sigma(\Delta B, \Delta T)$  стимулирования проектной команды определяется, как правило, на отклонениях  $\Delta B = B - B^*$  фактических затрат  $B$  на выполнение проектных работ от плановых затрат  $B^*$  и на отклонениях  $\Delta T = T - T^*$  фактического срока  $T$  выполнения работ от

планового срока  $T^*$ . Качество же проекта  $K_{\text{тест}}^*$  оценивается не по фактическим результатам применения сервиса, а на основе тестовых испытаний и не стимулируется. Реальное же качество выполненного проекта следует оценивать по тем потерям и затратам, которые несут потребители сервиса и его поставщики при применении и поддержке сервиса на начальном периоде эксплуатации.

Таким образом, традиционная функция стимулирования позволяет проектной команде снизить качество проекта в случае угрозы не уложиться в плановый срок или бюджет проекта. Далее под сбалансированной функцией стимулирования будем понимать функцию  $\sigma = \sigma(\Delta B, \Delta T, \Delta K)$  трех переменных.

**Пример сбалансированной функции  
стимулирования  $\sigma = \sigma(\Delta B, \Delta T, \Delta K)$** 

Исследован один параметрический класс функций стимулирования  $\sigma(B, T, K)$ , определяемый множествами возможных значений параметров ( $0 \leq \alpha_B, \alpha_T, \alpha_K \leq 1$ ):

$$\sigma(B, T, K) = \begin{cases} \sigma(B^*) + \alpha_B(B - B^*) + \sigma(T^*) + \\ + \gamma_T \alpha_T (T - T^*) + \sigma(K^*) + \alpha_K(K - K^*), & (1) \\ \text{если } B^* \geq B, T^* \geq T \text{ и } K^* \geq K; \\ 0, & \text{в противном случае,} \end{cases}$$

\* Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России, грант 14.В37.21.0391.

где  $\sigma(B^*)$ ,  $\sigma(T^*)$ ,  $\sigma(K^*)$  – размеры стимула за достижение плановых значений показателей  $B^*$ ,  $T^*$ ,  $K^*$ ;  $\alpha_B$ ,  $\alpha_T$ ,  $\alpha_K$  – доли, которые получит проектная команда от сэкономленного соответственно бюджета, добавленной стоимости, от создания досрочно введенного сервиса, сэкономленных средств по отношению к нормативным потерям  $K^*$  на начальном периоде эксплуатации сервиса вследствие повышенного, относительно нормативного, качества сервиса;  $\gamma_T$  – добавленная стоимость, создаваемая сервисом в единицу времени.

Введем следующие обозначения:

$$\begin{aligned} \sigma(B) &= \sigma(B^*) + \alpha_B(B - B^*); \\ \sigma(T) &= \sigma(T^*) + \gamma_T \alpha_B(T - T^*); \\ \sigma(K) &= \sigma(K^*) + \alpha_K(K - K^*). \end{aligned} \quad (2)$$

Будем далее называть функции  $\sigma(B)$ ,  $\sigma(T)$  и  $\sigma(K)$  соответственно «бюджетной», «временной» и «качественной» функциями стимулирования. На рис. 1 приведено их графическое представление, которое иллюстрирует зависимость размера стимула от сокращения бюджета, времени и нормативных потерь вследствие улучшения качества сервиса.

Заметим, что  $\text{tg}\alpha_1 = \alpha_B$ ,  $\text{tg}\alpha_2 = \alpha_T$ ,  $\text{tg}\alpha_3 = \alpha_K$ .

Для функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  построены согласованные оптимальные стратегии проектной команды и заказчика проекта [4]. Согласованность предполагает учет взаимных интересов проектной команды и заказчика. В рассматриваемом случае схема согласования соответствует «агентному» подходу теории управления организационными системами.

### Механизмы оценки фактического качества $K$ проекта

Первый механизм предназначен для ИТ-провайдеров с хорошо развитыми (с высоким уровнем зрелости) ИТ-процессами, которые позволяют в период  $T_{els}$  начальной эксплуатации внедренного сервиса оценить фактические потери потребителя от недостаточного качества сервиса и затраты поставщика на улучшение этого качества по формуле

$$K(T_{els}) = C(P^{pm}) + \sum_{i=1}^N (d_i \Delta T_i^{hd} + (d_i - d_i^{obx}) \Delta T_i^{obx} C_i^{sd}), \quad (3)$$

где  $K(T_{els})$  – общие потери и затраты, связанные с недостаточным качеством ИТ-сервиса;  $C(P^{pm})$  – затраты на функционирование процесса обнаружения и обработки происшествий, обусловленных проектными недоработками;  $\Delta T_i^{hd}$  – период времени, в течение которого сервис был недоступен из-за  $i$ -го происшествия;  $i$  – номер происшествия в течение  $T_{els}$ ;  $d_i$  – добавленная стоимость, создаваемая в единицу времени отказавшим сервисом;  $\Delta T_i^{obx}$  – период времени применения «обходного решения»;  $d_i^{obx}$  – добавленная стоимость, создаваемая с помощью обходного решения (например, создаваемая предыдущей версией сервиса);  $C_i^{sd}$  – затраты провайдера на устранение  $i$ -ой недоработки.

Второй, упрощенный механизм предназначен для провайдеров с незрелыми ИТ-процессами, не позволяющими использовать первый механизм. Он основан на установлении приближенного соответствия значения приоритета ИТ-происшествия, которое вызвано недостаточным качеством сервиса, и добавленной стоимостью, создаваемой отказавшим сервисом. Рис. 2 и формула (4) поясняют процедуру приближенной оценки соответствующих потерь потребителя.

Нетрудно показать, что оценка добавленной стоимости  $d_r$ , соответствующая выбранному экспертом рангу  $r$ , равна:

$$d_r = \left( \frac{2r-1}{2} \right) \left( \frac{d_{\max} - d_{\min}}{R} \right); \quad r = \overline{1, R}. \quad (4)$$

где  $R$  – число рангов порядковой шкалы приоритетов ИТ-происшествия;  $d_{\min}$ ,  $d_{\max}$  – диапазон значений добавленных стоимостей, создаваемых сервисами.

### Постановка задачи синтеза функции стимулирования $\sigma(B, T, K)$

Согласно агентному подходу заказчик проекта (центр) максимизирует свою целевую функцию на множестве допустимых стратегий проектной команды. В свою очередь проектная команда (агент) выби-

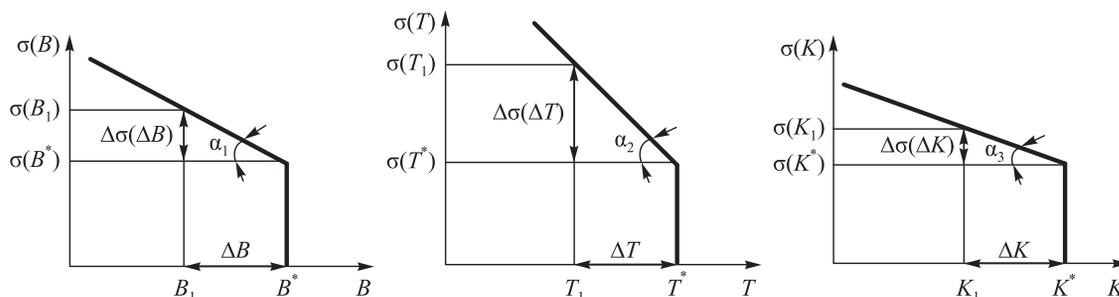


Рис. 1. Графическое представление функций  $\sigma(B)$ ,  $\sigma(T)$ ,  $\sigma(K)$

рает такие значения  $B$ ,  $T$  и  $K$ , которые максимизируют ее функцию дохода. Область компромисса (согласования) не пуста, если функция дохода проектной команды больше или равна нулю. При этом затраты проектной команды описываются квадратичной функцией от величины отклонения затрат  $B$ , длительности проекта  $T$  и качества  $K$  от плановых значений  $B^*$ ,  $T^*$  и  $K^*$  соответственно [1]. Этому описанию задачи отвечает следующая ее формальная постановка:

$$\begin{aligned} H(B, T, K) - \sigma(B, T, K) &\rightarrow \max_{\sigma(\cdot)}, \\ 0 \leq \sigma(B_{\text{опт}}, T_{\text{опт}}, K_{\text{опт}}) &\leq \sigma^* + \alpha_B B^* + \\ &+ \gamma_T \alpha_T T^* + \alpha_K K^*; \\ \sigma(B_{\text{опт}}, T_{\text{опт}}, K_{\text{опт}}) - C(B_{\text{опт}}, T_{\text{опт}}, K_{\text{опт}}) &\geq \\ \geq \sigma(B, T, K) - C(B, T, K), \forall (B, T, K); \\ \sigma(B, T, K) - C(B, T, K) &\geq 0; \end{aligned} \quad (5)$$

здесь  $H(B, T, K)$  и  $C(B, T, K)$  – функция дохода центра и затрат проектной команды  $C(B, T, K) = C(B) + C(T) + C(K)$ , где  $C(B) = C(B^*) + \beta_B(B - B^*)$ ,  $C(T) = C(T^*) + \beta_T(T - T^*)$ ;  $C(K) = C(K^*) + \beta_K(K - K^*)$ ;  $\sigma^* = \sigma(B^*) + \sigma(T^*) + \sigma(K^*)$ ;  $d(B, T, K) = \sigma(B, T, K) - C(B, T, K)$  – доход проектной команды;  $\Phi(B, T, K) = H(B, T, K) - \sigma(B, T, K)$  – целевая функция центра.

Агентному подходу соответствует следующий порядок функционирования системы заказчик – проектная команда:

- заказчик сообщает агенту зависимость  $\sigma(B, T, K)$  при неизвестных значениях  $\alpha_B$ ,  $\alpha_T$  и  $\alpha_K$ ;
- проектная команда, зная зависимость  $\sigma(B, T, K)$ , выбирает оптимальную стратегию, т.е. такие значения  $B_{\text{опт}}, T_{\text{опт}}, K_{\text{опт}}$ , которые максимизируют доход  $d(B, T, K)$ ;
- центр, учитывая выбор проектной команды ( $B_{\text{опт}}, T_{\text{опт}}, K_{\text{опт}}$ ), оптимизирует свою целевую функцию  $\Phi(B, T, K)$  на множестве допустимых значений  $\sigma(B, T, K)$ ;
- конкретизируются целевые функции проектной команды и центра.

### Схема декомпозиции задачи синтеза функции стимулирования $\sigma(B, T, K)$

Декомпозиция опирается на специфическую зависимость каждой составляющей компоненты  $\sigma(B)$ ,  $\sigma(T)$ ,  $\sigma(K)$  функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  и компонент  $C(B)$ ,  $C(T)$ ,  $C(K)$  функции затрат  $C(B, T, K)$  только от одной из переменных  $B$ ,  $T$  и  $K$ , а также независимостью от других.

Результат декомпозиции:

- оптимальные стратегии проектной команды и центра для бюджетных составляющих  $\sigma(B)$  функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  и  $C(B)$  функции затрат:  $\sigma(B) = \sigma(B^*) + \alpha_B(B - B^*)$ ;  $C(B) = C(B^*) + \beta_B(B - B^*)^2$ ;
- оптимальные стратегии проектной команды и центра для временных составляющих  $\sigma(T)$  функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  и  $C(T)$  функции затрат  $C(B, T, K)$ :  $\sigma(T) = \sigma(T^*) + \alpha_T(T - T^*)$ ;  $C(T) = C(T^*) + \beta_T(T - T^*)^2$ ;
- оптимальные стратегии проектной команды и центра для качественных составляющих  $\sigma(K)$  функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  и  $C(K)$  функции затрат  $C(B, T, K)$ :  $\sigma(K) = \sigma(K^*) + \alpha_K(K - K^*)$ ;  $C(K) = C(K^*) + \beta_K(K - K^*)^2$ .
- сбалансированная, согласованная, оптимальная функция стимулирования запишется так:

$$\sigma(B, T, K) = \begin{cases} \sigma(B^*) + \alpha_B(B - B^*) + \\ + \sigma(T^*) + \gamma_T \alpha_T(T - T^*) + \\ + \sigma(K^*) + \alpha_K(K - K^*), \\ \text{если } B^* \geq B, T^* \geq T \text{ и } K^* \geq K; \\ 0, \text{ в противном случае.} \end{cases}$$

### Постановка и решение задачи синтеза бюджетной компоненты $\sigma(B)$

Постановка задач синтеза компонентов  $\sigma(B)$ ,  $\sigma(T)$ ,  $\sigma(K)$  представляет собой «проектирование» постановки задачи синтеза  $\sigma(B, T, K)$  на соответствующую переменную (ось)  $B$ , или  $T$ , или  $K$ . В частности, для  $\sigma(B)$  согласно выражению (5) будет

$$\begin{aligned} H(B) - \sigma(B) &\rightarrow \max_{\sigma(B_{\text{опт}})}; \\ 0 \leq \sigma(B_{\text{опт}}) &\leq \sigma^* + \alpha_B B^*; \\ \sigma(B_{\text{опт}}) - C(B_{\text{опт}}) &\geq \sigma(B) - C(B), \forall B; \\ \sigma(B) - C(B) &\geq 0. \end{aligned} \quad (6)$$

Оптимальная стратегия проектной команды соответствует такому значению бюджета  $B_{\text{опт}}$ , для которого  $B_{\text{опт}} = \arg_B \max d(B)$ .

Нетрудно показать, что оптимальной стратегии проектной команды соответствует

$$B_{\text{опт}} = B^* + \frac{\alpha_B}{2\beta_B}. \quad (7)$$

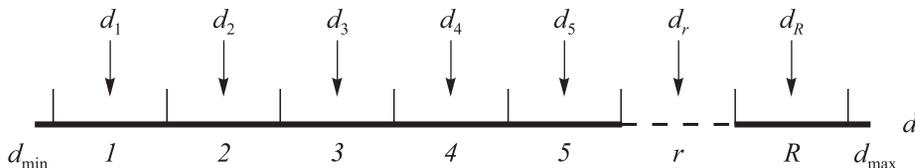


Рис. 2. Соответствие числовых и порядково-числовых значений приоритетов размеру добавленной стоимости отказавшего ИТ-сервиса

Целевая функции заказчика проекта с учетом выбора проектной команды будет

$$\Phi(B_{\text{опт}}) = B^* + \sigma(B^*) + \frac{\alpha_B + \alpha_B^2}{2\beta_B}. \quad (8)$$

Рис. 3 иллюстрирует схему поиска оптимальной стратегии для проектной команды.

Оптимальная стратегия заказчика проекта соответствует такому значению  $\alpha_B$ , для которого  $\alpha_B = \arg \max_{\alpha_B} \Phi(B_{\text{опт}} | \alpha_B)$

Произведя необходимые вычисления, получим

$$\alpha_B = -1/2. \quad (9)$$

Заметим, что значение целевой функции  $\Phi$  заказчика для оптимальных стратегий заказчика и проектной команды будет равно

$$\Phi(B_{\text{опт}} | \alpha = -1/2) = B^* + \sigma(B^*) - 1/(8\beta_B). \quad (10)$$

Из уравнения (10) следует, что потенциальные возможности бюджетной составляющей  $\sigma(B)$  функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  при квадратичной функции затрат  $C(B)$  составляют  $1/(8\beta_B)$ .

**Постановка и решение задач синтеза временной составляющей  $\sigma(T)$  и качественной  $\sigma(K)$  функции  $\sigma(B, T, K)$**

Решения для задач синтеза  $\sigma(T)$  и  $\sigma(K)$  аналогичны постановке и решению задачи синтеза  $\sigma(B)$ .

Так для  $\sigma(T)$  и  $\sigma(K)$  получим

$$T_{\text{опт}} = T^* + \frac{\alpha_T}{2\beta_T}, \quad \alpha_T = -1/2, \quad (11)$$

$$\Phi(T_{\text{опт}} | \alpha_T = -1/2) = \sigma(T^*) - \frac{\gamma_T}{8\beta_T}; \quad (12)$$

$$K_{\text{опт}} = K^* + \frac{\alpha_K}{2\beta_K}, \quad \alpha_K = -1/2, \quad (13)$$

$$\Phi(K_{\text{опт}} | \alpha = -1/2) = K^* + \sigma(K^*) - \frac{1}{8\beta_K}. \quad (14)$$

Следовательно, потенциальные возможности временной  $\sigma(T)$  и качественной  $\sigma(K)$  составляющих функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$  при квадратичных функциях затрат  $C(T)$  и  $C(K)$  составляют соответственно  $\gamma_T/(8\beta_T)$  и  $1/(8\beta_K)$ .

**Компоновка сбалансированной, согласованной, оптимальной функции стимулирования  $\sigma(B, T, K)$**

Для завершения синтеза  $\sigma(B, T, K)$  необходимо определить значение  $\sigma(B^*)$ ,  $\sigma(T^*)$  и  $\sigma(K^*)$ . Пусть  $\sigma^*$  –

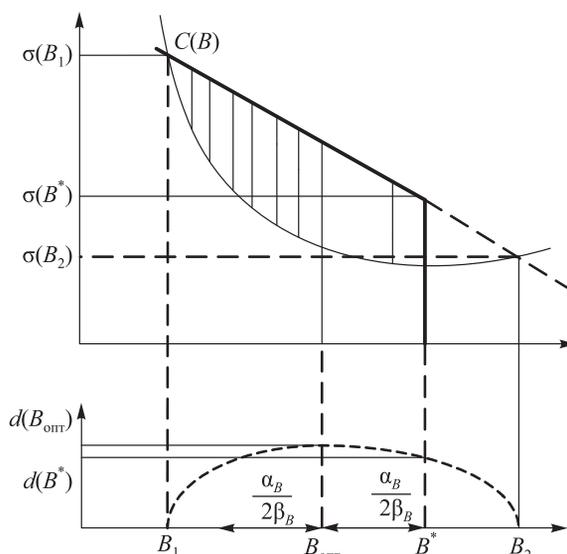


Рис. 3. Графики функций  $\sigma(B)$ ,  $C(B)$ ,  $d(B)$

общий фонд стимулирования проекта. Учитывая, что  $\sigma^* = \sigma(B^*) + \sigma(T^*) + \sigma(K^*)$ , и что потенциал сокращения затрат на проект частных функций стимулирования  $\sigma(B)$ ,  $\sigma(T)$  и  $\sigma(K)$  составляет, соответственно,  $1/(8\beta_B)$ ,  $\gamma_T/(8\beta_T)$  и  $1/(8\beta_K)$ , определим  $\sigma(B^*)$ ,  $\sigma(T^*)$  и  $\sigma(K^*)$  в пропорции к их потенциалам:

$$\sigma(B^*) = \rho_B \sigma^*, \quad \sigma(T^*) = \rho_T \sigma^*, \quad \sigma(K^*) = \rho_K \sigma^*, \quad (15)$$

где  $\rho_B = \frac{\beta_T \beta_K}{\beta_K \beta_T + \gamma_T \beta_B \beta_K + \beta_B \beta_T}$ ;  $\rho_T = \frac{\gamma_T \beta_B \beta_K}{\beta_K \beta_T + \gamma_T \beta_B \beta_K + \beta_B \beta_T}$ ;

$$\rho_K = \frac{\beta_B \beta_T}{\beta_K \beta_T + \gamma_T \beta_B \beta_K + \beta_B \beta_T}.$$

Окончательно получим

$$\sigma(B) = \sigma^* \rho_B + \frac{1}{8\beta_B}; \quad \sigma(T) = \sigma^* \rho_T + \frac{\gamma_T}{8\beta_T};$$

$$\sigma(K) = \sigma^* \rho_K + \frac{1}{8\beta_K}; \quad \sigma(B, T, K) = \sigma(B) + \sigma(T) + \sigma(K).$$

**Выводы.** Поставлена и решена задача совершенствования традиционной системы стимулирования разработчиков ИТ-проектов за счет учета трех факторов: затрат времени, финансовых затрат и качества проектов.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Бурков В.Н., Новиков Д.А. Как управлять проектами: Научно-практическое издание. – М.: СИНТЕГ-ГЕО, 1997. – 188 с.
2. OGC-ITIL V3-2 Service Design. – London: TSO, 2007. – 334 p.
3. Механизмы управления: учебное пособие / Под ред. Д.А. Новикова. – М.: ЛЕНАНД, 2011. – 192 с.
4. Myerson R.B. Game theory: analysis of conflict. – London: Harvard Univ. Press., 1991. – 568 p.

**А.Г. Никитин<sup>1</sup>, И.А. Баженов<sup>2</sup>, А.В. Витушкин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (г. Екатеринбург)

## ВЛИЯНИЕ УГЛА ЗАХВАТА НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ДРОБИЛОК С ПЛОСКОПАРАЛЛЕЛЬНЫМ ДВИЖЕНИЕМ ЩЕКИ

**Аннотация.** Приведена методика определения влияния угла захвата на производительность дробилок с плоскопараллельным движением щеки на основе расчета времени, необходимого для дробления. С увеличением угла захвата при неизменной степени дробления общее время дробления уменьшается и, таким образом, увеличивается производительность, что подтверждается экспериментально.

**Ключевые слова:** угол захвата, производительность дробилок, дробилка.

## IMPACT ON THE PERFORMANCE OF THE CAPTURE ANGLE GRINDERS WITH A PLANE-PARALLEL MOVEMENT OF JAN

**Abstract.** In this research the authors adduct the technique of determining the effect on the performance of the capture angle grinders with a plane-parallel movement of jaw by calculating the time required for crushing. The analysis of the edata shows that with increasing the angle of the capture at a constant degree of fragmentation while crushing is reduced and, thus, the productivity is increasing, which is confirmed experimentally.

**Keywords:** capture angle, performance of crushers, crusher.

Расход энергии на дробление различных материалов составляет большую (до 5 %) долю в энергетическом балансе мира. Многие промышленные (металлургические, горные и др.) производства перерабатывают в больших количествах сыпучие материалы различных классов крупности. В большинстве случаев нужная крупность достигается измельчением кусков на дробилках, в том числе и щековых.

Одним из основных показателей работы дробилок является их производительность, т.е. отношение переработанного количества (массы или объема) материала к единице времени. На производительность щековых дробилок влияет большое число различных параметров, в том числе и геометрический (угол захвата).

Угол захвата определяют, рассматривая силы, действующие в камере дробления на кусок дробимого материала. Этот показатель должен быть таким, чтобы обеспечивался процесс разрушения материала при сжатии, т.е. захват куска, а не выталкивание его вверх, таким образом рассчитывается максимально возможный угол захвата. Наиболее широко используемая формула для расчета производительности [1] дробилок имеет вид

$$Q = \frac{\mu S_{cp} b L n (B - b)}{2B \operatorname{tg} \alpha}, \quad (1)$$

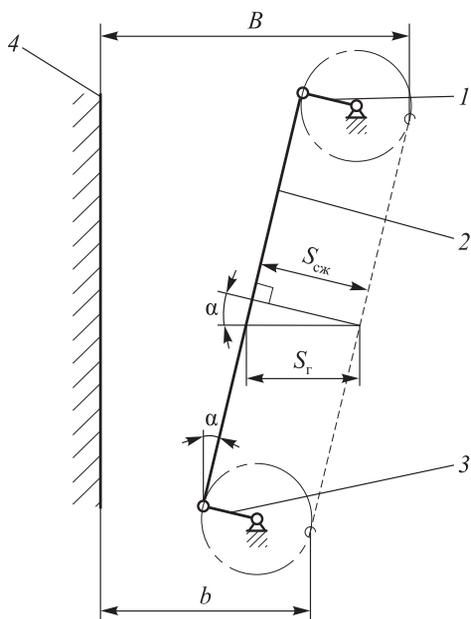
где  $\mu$  – коэффициент разрыхления;  $S_{cp}$  – средний ход сжатия, м;  $b$ ,  $L$  и  $B$  – ширина выходной щели, подвижной дробящей плиты и приемного отверстия дробилки, м;  $n$  – частота вращения эксцентрикового вала, об/с;  $\alpha$  – угол захвата.

В уравнении (1), выведенном из предпосылки, что за один холостой ход щеки выпадает некоторый объем (так называемая «призма выпадения»), величина которого определяется из геометрических характеристик дробилки, тангенс угла захвата оказался в знаменателе, т.е. чем меньше угол захвата, тем выше производительность, которая достигает, очевидно, своего максимума, равного бесконечности, при угле захвата, равном нулю. Оставляя в стороне вопрос об увеличении производительности за счет уменьшения угла захвата, значение последнего рекомендуется принимать в зависимости от прочности дробимого материала, равным  $18 - 19^\circ$ , т.е. имеется противоречие в рассуждениях о влиянии угла захвата на производительность.

Предлагается следующий метод определения влияния угла захвата на производительность дробилки с плоскопараллельным движением щеки [2], у которой ход сжатия по всей высоте камеры дробления является величиной постоянной при допущении, что за один ход щеки поперечный размер дробимого куска уменьшается на величину горизонтальной составляющей хода сжатия щеки  $S_{\Gamma} = S_{сж} / \cos \alpha$  (см. рисунок).

Для того, чтобы кусок дробимого материала, имеющий начальный поперечный размер  $B$ , прошел через камеру дробления и вышел через выходную щель размером  $b$ , щека должна совершить число  $k$  качаний, которое определяется следующим образом:

$$k = \frac{B - b}{S_{\Gamma}} = \frac{B - b}{S_{сж}} \cos \alpha. \quad (2)$$



Кинематическая схема дробилки с плоскопараллельным движением щеки:

1 – приводной кривошипный вал; 2 – подвижная щека;  
3 – кривошипный вал; 4 – неподвижная щека

Время одного качания щеки зависит от частоты вращения эксцентрика. Оптимальная частота определяется из условия, что кусок дробимого материала за время отхода подвижной щеки от неподвижной (холостой ход) под действием силы тяжести должен опуститься на расстояние, при котором размер образовавшегося после

предыдущего рабочего хода куска соответствует ширине зоны дробления в начале следующего рабочего хода подвижной щеки [3]:

$$n_{\text{опт}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{g \operatorname{tg} \alpha}{2S_{\text{гр}}}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{g \sin \alpha}{2S_{\text{сж}}}}. \quad (3)$$

Тогда полное время дробления одного куска определяется по формуле

$$T = \frac{1}{n_{\text{опт}}} k = \frac{2(B-b) \cos \alpha}{S_{\text{сж}} \sqrt{\frac{g \sin \alpha}{2S_{\text{сж}}}}}. \quad (4)$$

Из анализа выражения (4) видно, что с увеличением угла захвата  $\alpha$  при неизменной степени дробления общее время дробления уменьшается и, таким образом, увеличивается производительность.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зимин А.И., Говоров А.В., Канусик Ю.П. // Изв. вуз. Горный журнал. 1998. № 1–2. С. 109–113.
2. Пат. 245370 РФ. Щековая дробилка / А.Г. Никитин, В.И. Люленков, Д.Ф. Сахаров, А.В. Витушкин // Открытия. Изобретения. 2012. № 17.
3. Клущанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземник Ю.А. Дробилки. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.

© 2013 г. А.Г. Никитин, И.А. Баженов,  
А.В. Витушкин

Поступила 23 января 2013 г.

# ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

УДК 669.046:541.18:532.6

*В.Е. Громов, С.В. Воробьев, Е.А. Полуносик*

Сибирский государственный индустриальный университет

## НАНО: МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

**Аннотация.** Представлено введение к тематической подборке статей по наноструктурному материаловедению. Отмечены пути развития науки о наноматериалах и нанотехнологиях.

**Ключевые слова:** наноструктурное материаловедение, наноматериалы, нанотехнологии.

## NANO: MATERIALS AND TECHNOLOGIES

**Abstract.** This introduction paper is devoted to the review of nanostructure materials science over the last few years. The main attention is focused on the foreign publications of the articles in leading journals. It is noted that some of the papers presented in this issue will be presented in the conference “Fundamental and the apply aspects of external energy effect on nanomaterials”.

**Keywords:** nanostructure materials science, nanomaterials, nanotechnologies.

Как известно [1], под нанотехнологиями следует понимать технологии, создающие или использующие нанобъекты или их системы с заданными свойствами и параметрами. В наноструктурных материалах размеры структурных элементов не превышают 100 нм хотя бы в одном направлении. Эти уже устоявшиеся определения прочно вошли в обиход исследователей, занимающихся проблемами в области наноструктурного материаловедения.

В последние годы наноструктурное материаловедение (наука о наноматериалах, изучающая взаимосвязь свойств с их наноструктурой и составом с учетом технологии изготовления и использования [1]) бурно прогрессирует и становится самостоятельным естественно-научным направлением. Конечно, это – междисциплинарное научное направление, тесно взаимосвязанное с общими естественно-научными направлениями [2].

Для оперативного знакомства с новыми, быстрообновляемыми результатами по наноматериалам и нанотехнологиям редакция журнала уже в третий раз представляет свои страницы авторам, успешно работающим в области наноструктурного материаловедения [3, 4]. Публикуя эту подборку, редакция преследует и прагматическую цель увеличения импакт-фактора журнала, который, как показывает анализ аналогичных публикаций в специализированных отечественных и зарубежных журналах по «нано»тематике [1], во многом определяется именно статьями, освещающими состояние нанонаук и нанотехнологий. (Импакт-фактор (IF) определяется отношением числа ссылок в текущем году на статьи, опубликованные в данном журнале за два предшествующих года, к общему количеству опубликованных за эти два года статей [1]). Ведущие зарубежные

журналы, публикующие материалы по нанотематике, имеют импакт-фактор на уровне 2 – 3, а у лучших из них (Nanotoday, Nature Nanotechnology, Advanced Materials) он заметно превышает 10, в то время как для отечественных изданий не дотягивает до единицы.

Спектр наноматериаловедческих исследований постоянно расширяется и качественно видоизменяется [5, 6] как за счет создания новых наноматериалов, новых методов их исследования (таких как, например, атомно-зондовая томография), так и широкого распространения компьютерного моделирования. Количество ежегодных престижных международных конференций по наноструктурному материаловедению уже перевалило за сотню [1]. Наглядным примером могут служить такие научные мероприятия 2013 г. по близкой тематике, где рассматриваются наноструктуры в сталях и сплавах, как 4-я международная конференция «Наноматериалы и технологии» (Юкомат), сентябрь, Герцег Нови, Черногория; 13-я Международная конференция «Нанонауки и нанотехнологии» (NN13), июль, Солоники, Греция; 13-я Международная конференция «Наноматериалы: применение и свойства» (NAP 2013), сентябрь, Алушта, Украина; Международная конференция «Нанонауки и технологии» (ICN+T) сентябрь, Париж, Франция; 15-й Международный симпозиум «Материалы, методы и технологии» (ММТ), июнь, Солнечный берег, Болгария; Международная конференция по инжинирингу (ICNME), Бангкок, Таиланд; «Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов, включая наноструктурные», сентябрь, Туапсе, Россия. Последнюю конференцию наш университет проводит совместно с институтом Машиноведения РАН и рядом научных

организаций Украины и Китая. Многие авторы статей этой подборки будут участвовать в этой конференции.

Кроме активно функционирующих государственных структур типа «Роснано», эффективное использование кооперации интеллектуальных и производственных сил для развития наноиндустрии в России реализуется в рамках общероссийской общественной организации «Нанотехнологическое общество России», членами которой являются некоторые авторы представленных в подборке статей. Об активизации международных контактов и сотрудничества ученых СибГИУ свидетельствуют совместные с китайскими коллегами гранты РФФИ-ГФЕН по формированию наноразмерных структурно-фазовых состояний и свойств при электровзрывном легировании и высокоэнергетической импульсной электронной обработке титана. Все это указывает на авангардный характер развития наноструктурного материаловедения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андриевский Р.А. Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы. – М.: Бином, 2012. – 252 с.
2. Poger A.L., Youtie J. // Nature Nanotechnology. 2009. Vol. 4. P. 534 – 536.
3. Мочалов С.П., Громов В.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 8. С. 57.
4. Громов В.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 53.
5. Наноматериалы: структура, свойства, применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.П. Шаркеев. – Новокузнецк: «Интеркузбасс», 2012. – 423 с.
6. Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Формирование и эволюция структуры, фазового состава и свойств сталей и сплавов в современных упрочняющих технологиях обработки металлов давлением. – Новокузнецк: «Интеркузбасс», 2012. – 430 с.

© 2013 г. В.Е. Громов, С.В. Воробьев,  
Е.А. Полуносик  
Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 669.046:538.911

*Г.М. Полетаев<sup>1</sup>, Д.В. Дмитриенко<sup>1</sup>, В.В. Дябденков<sup>2</sup>,  
В.Р. Микрюков<sup>2</sup>, М.Д. Старостенков<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

<sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

### МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ НАКЛОНА И ГРАНИЦ СМЕШАННОГО ТИПА В НИКЕЛЕ\*

**Аннотация.** Методом молекулярной динамики исследована структура тройных стыков большеугловых границ наклона  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  и границ смешанного типа в никеле. Равновесный тройной стык не имеет структурных особенностей, выделяющих его как особый дефект на фоне образующих его границ зерен. Определены эффективный радиус рассматриваемых тройных стыков и ширина границ зерен.

**Ключевые слова:** молекулярная динамика, тройной стык, атомная структура, граница зерен, граница наклона, граница смешанного типа, ширина границы.

### MOLECULAR-DYNAMICS RESEARCH OF STRUCTURE OF TRIPLE JUNCTIONS OF TILT BOUNDARIES AND MIXED-TYPE GRAIN BOUNDARIES IN NICKEL

**Abstract.** Atomic structure of triple junctions of high-angle tilt boundaries  $\langle 111 \rangle$  and  $\langle 100 \rangle$  and mixed-type grain boundaries in nickel were studied by method of molecular dynamics. It is shown that equilibrium triple junction has not got any structural features, which able to single it out as a special defect among its constituent grain boundaries. The effective radius of considered triple junctions and the width of the grain boundaries were determined.

**Keywords:** molecular dynamics, triple junction, atomic structure, grain boundary, tilt boundary, mixed-type grain boundary, width of boundary.

В последнее время большое внимание уделяется металлическим материалам с очень малым размером зерен – ультрамелкозернистым материалам со средним размером зерен от 10 до 100 нм. Такие материалы

получают путем интенсивной пластической деформации, конденсацией из газовой фазы. Повышенный интерес к ним связан с их уникальными физико-механическими свойствами: они имеют высокие прочностные свойства, более пластичны, чем обычные поликристаллы, обладают уникальными тепловыми и магнитными свойствами, относительно высоким коэффициентом самодиффузии и т.д. Наличие этих

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 12-08-98046-р\_сибирь\_a и № 12-02-98000-р\_сибирь\_a.

свойств обусловлено, как считает большинство исследователей (работа [1] и исследование Р.Р. Мулюкова<sup>1</sup>), относительно высокой плотностью границ зерен и тройных стыков.

Несмотря на то, что тройные стыки наряду с границами зерен являются основными дефектами поликристаллов, интерес к их изучению возник сравнительно недавно. В некоторых работах указывается на различие свойств тройных стыков и составляющих границ зерен. Например, в работах [2, 3] утверждается, что диффузия вдоль тройных стыков протекает интенсивнее, чем вдоль границ, однако вместе с тем до сих пор остается открытым вопрос относительно эффективной ширины границ зерен и радиуса тройных стыков. Изучение структуры и процессов, происходящих вблизи тройных стыков, на атомном уровне находится на начальном этапе.

В работе [4] с помощью молекулярно-динамического моделирования было показано, что тройной стык, образованный границами наклона и ориентированный вдоль общей оси разориентации зерен, не является особым дефектом кристаллической структуры в том смысле, что его энергия образования близка к нулю, и он, по сути, является частью стыкующихся границ зерен. Более того, для многих тройных стыков малоугловых границ наклона наблюдалось образование небольшой бездефектной области (размером 5 – 7 Å) в центре тройного стыка в результате взаимного отталкивания зернограницных дислокаций. В таком случае вряд ли следует ожидать более высокой диффузионной проницаемости тройного стыка по сравнению с границами зерен. Экспериментальные данные относятся же, как правило, к тройным стыкам границ смешанного типа, причем зачастую неравновесным.

Цель настоящей работы – провести с помощью метода молекулярной динамики сравнительное исследование структуры тройных стыков большеугловых границ наклона и границ смешанного типа на примере никеля.

Тройной стык границ наклона создавали в центре расчетного блока путем сопряжения трех зерен, разориентированных относительно друг друга с помощью поворота вокруг оси параллельной линии тройного стыка. Рассматривали две оси разориентации:  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ . Таким образом, границы зерен, сходящиеся в тройном стыке, являлись границами наклона.

При построении расчетного блока сначала отдельно создавали три кристалла в форме параллелепипеда. Затем их поворачивали на заданный для каждого зерна угол вокруг оси  $\langle 111 \rangle$  или  $\langle 100 \rangle$ . Следующим этапом являлось вырезание сегмента каждого зерна в соответствии с заданными углами между границами зерен в стыке. В настоящей работе углы между грани-

цами в стыке задавали  $120^\circ$ . После вырезания сегментов проводили сопряжение зерен, при котором удаляли атомы, находящиеся от соседнего атома на расстоянии менее  $0,5 \text{ \AA}$ . Заключительным этапом являлось вырезание конечного расчетного блока в форме цилиндра. Количество атомов в расчетном блоке составляло 30 000 – 35 000 атомов. Пример получающегося в результате вышеописанных процедур расчетного блока приведен на рис. 1.

Диаметр цилиндрического расчетного блока составляет 8,6 нм, длина вдоль оси  $Z$  – 5,5 нм. На границы расчетного блока вдоль оси наклона всех зерен (то есть и вдоль линии тройного стыка) налагали периодические граничные условия (имитировали бесконечное повторение цилиндрического расчетного блока вдоль оси  $Z$ ). На боковую поверхность цилиндра были наложены жесткие условия: атомам вблизи боковой поверхности в процессе компьютерного эксперимента не позволялось двигаться (на рис. 1 жестко закрепленные атомы показаны темно-серым цветом). В работе рассматривали два тройных стыка границ наклона: с разориентацией зерен на углы  $15^\circ$ ,  $15^\circ$  и  $30^\circ$  относительно оси  $\langle 111 \rangle$  и на углы  $18^\circ$ ,  $18^\circ$  и  $36^\circ$  относительно оси  $\langle 100 \rangle$ .

При построении тройного стыка границ смешанного типа создавали три различно ориентированных кристалла таким образом, что плоскость  $XY$  первого кристалла соответствовала плоскости (111), второго – (100), третьего – (110). Затем их дополнительно поворачивали на углы  $5^\circ$ ,  $15^\circ$  и  $35^\circ$  соответственно вокруг оси  $Z$ , после чего из них, как в случае создания тройных стыков границ наклона, вырезали сегменты по  $120^\circ$  каждый и производили их сопряжение. В этом случае граничные условия на всех поверхностях полученного цилиндра задавали жесткими.

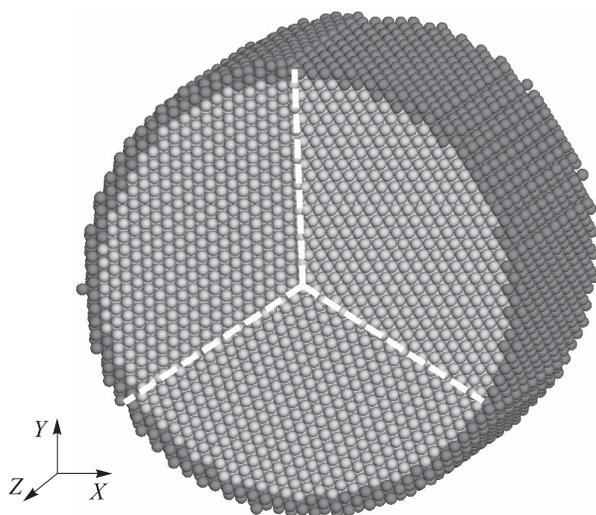


Рис. 1. Расчетный блок, содержащий тройной стык границ наклона  $\langle 111 \rangle$  (атомам, показанным темно-серым цветом, в процессе компьютерного эксперимента двигаться запрещалось (жесткие граничные условия); вдоль оси  $Z$  – периодические граничные условия; границы зерен обозначены белыми штриховыми линиями)

<sup>1</sup> Мулюков Р.Р. Структура и свойства субмикроструктурных металлов, полученных интенсивной пластической деформацией. Автореф. дис. д.ф.-м.н. – Москва, 1996. 34 с.

Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние (в данных условиях) проводили динамическую релаксацию структуры в два этапа. На первом этапе начальная температура была равна 0 К – производили первичное сопряжение структуры зерен, в результате которого температура расчетного блока повышалась. На втором этапе расчетный блок выдерживали в течение 100 пс при постоянной температуре 1500 К. В заключении расчетный блок охлаждали до 0 К, после чего проводили исследование структуры.

Согласно методу молекулярной динамики шаг интегрирования по времени варьировали от 5 до 10 фс. Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывали многочастичным потенциалом Клери-Розато [5]. Радиус действия потенциалов ограничивали пятью координационными сферами.

Визуализацию структуры тройных стыков проводили с помощью оценки распределения свободного объема в расчетном блоке, которая наглядно дает представление о наличии и характере нарушения кристаллической структуры и структурных особенностях диффузионных каналов. Визуализацию свободного объема осуществляли путем расчета среднего расстояния от каждого атома до ближайших атомов. Если среднее расстояние между рассматриваемым атомом и соседними атомами незначительно отличалось от расстояния, соответствующего идеальному кристаллу, атом не изображали. В противном случае атом закрашивали в тот или иной оттенок серого цвета (черный цвет соответствует наличию вблизи данного атома свободного объема, примерно равного объему вакансии, то есть, как если бы вблизи рассматриваемого атома находилась вакансия).

На рис. 2 изображены распределения свободного объема в расчетном блоке, содержащем тройной стык границ наклона  $\langle 111 \rangle$  с углами разориентации  $15^\circ$ ,  $15^\circ$  и  $30^\circ$  (рис. 2, а) и тройной стык границ смешанного типа (рис. 2, б). Во всех случаях, в том числе и для стыков границ смешанного типа, не наблюдали каких-либо структурных особенностей, выделяющих тройной стык как особый дефект. Другими словами, равновесные тройные стыки любой конфигурации (образованные границами наклона или границами смешанного типа) не содержали каких-либо избыточных дефектов по сравнению с образующими их границами зерен, и являлись, по сути, продолжением этих границ.

Для рассмотренных тройных стыков с помощью визуализатора свободного объема были измерены ширина границ и радиус тройного стыка (рис. 2). Для большеугловых границ наклона  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  ширина примерно равна  $5 \text{ \AA}$ , что совпадает с общепринятой шириной, используемой, например, при оценке зернограницной диффузии [3, 6, 7]. Эффективный радиус  $R_0$  тройного стыка (если считать, что он образован соединяющимися границами зерен в виде линий шириной  $\delta$ ) можно оценить по формуле  $R_0 = \delta/\sqrt{3}$ . Тогда радиус

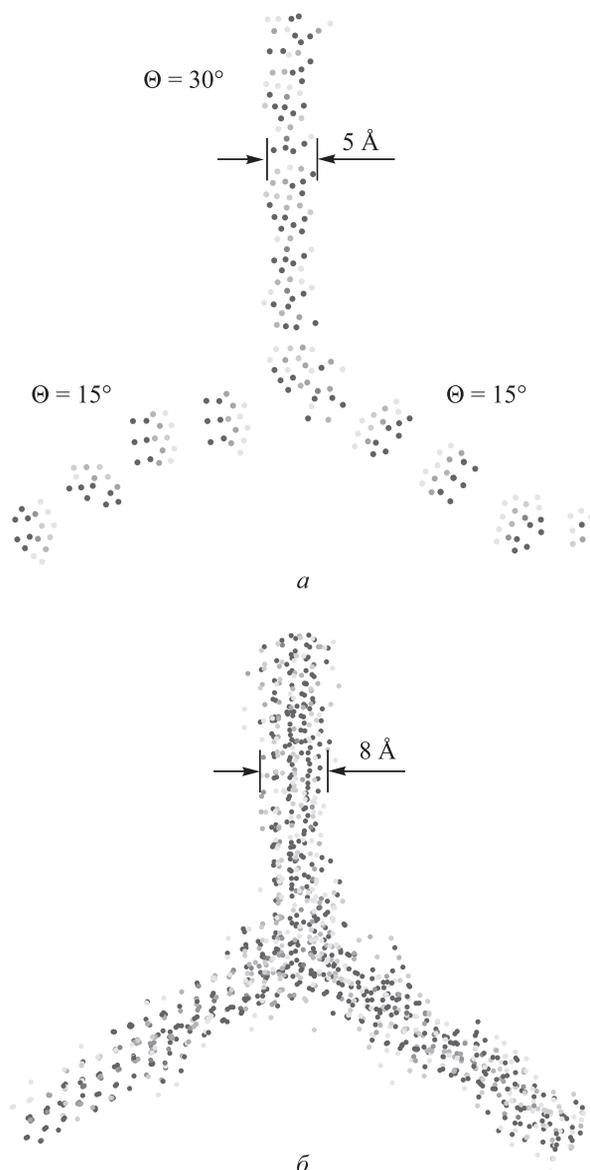


Рис. 2. Распределение свободного объема (проекция на плоскость XY) вблизи тройного стыка границ наклона  $\langle 111 \rangle$  с углами разориентации  $15^\circ$ ,  $15^\circ$  и  $30^\circ$  (а) и тройного стыка границ смешанного типа (б) (черным или серым цветом показаны атомы, вблизи которых имеется избыточный свободный объем)

тройного стыка границ наклона составляет примерно  $2,9 \text{ \AA}$ . Для границ смешанного типа, судя по рис. 2, б, ширина заметно больше –  $8 \text{ \AA}$ , а радиус тройного стыка составляет примерно  $4,6 \text{ \AA}$ .

В работе [4] ранее получено, что равновесные тройные стыки границ наклона не обладают избыточной энергией образования по сравнению с образующими их границами зерен. Для того чтобы определить, имеет ли тройной стык дополнительную энергию образования как особый дефект, в работе [4] использовали следующий прием. Для всех рассмотренных стыков были получены значения энергии образования заданной структуры в расчетном блоке  $\Delta E$ :

$$\Delta E = E - NE_s, \quad (1)$$

где  $E$  – потенциальная энергия расчетного блока после структурной релаксации и охлаждения;  $N$  – число атомов в расчетном блоке (в расчете не учитывали атомы, которым в процессе компьютерного эксперимента не позволялось двигаться, и соседние с ними);  $E_S$  – энергия атома в идеальном кристалле (энергия сублимации).

Величина  $\Delta E/l$  (где  $l$  – длина расчетного блока вдоль оси  $Z$ ) теоретически должна быть равна сумме произведений энергий границ  $E_{bi}$  на их длины  $r_i$  и энергии тройного стыка  $E_{ij}$  (если она имеется):

$$\frac{\Delta E}{l} = E_{b1}r_1 + E_{b2}r_2 + E_{b3}r_3 + E_{ij}. \quad (2)$$

Если допустить, что  $r_1 = r_2 = r_3 = R$ , где  $R$  – радиус цилиндрической расчетной области при определении величины  $\Delta E$  (ось цилиндра расчетной области совпадает с осью цилиндра расчетного блока и приблизительно совпадает с линией тройного стыка), и выполняется условие  $E_{ij} > 0$ , то отношение

$$\frac{\Delta E}{lR} = E_{b1} + E_{b2} + E_{b3} + \frac{E_{ij}}{R} \quad (3)$$

должно с ростом  $R$  асимптотически уменьшаться, стремясь к постоянной величине – сумме энергий границ зерен. Однако, как видно из рис. 3, при уменьшении значения  $R$ , наоборот, наблюдается уменьшение отношения (3), что свидетельствует, в частности, об отсутствии существенной энергии образования тройного стыка как особого дефекта.

Снижение величины  $\Delta E/(lR)$  при малых  $R$  происходит, в первую очередь, потому, что в формулах (2) и (3) не учтена ширина границ и радиус тройного стыка. В связи с этим наклон зависимости для стыка границ смешанного типа, которые шире, чем границы наклона, больше. Для более «узких» границ наклона величина  $\Delta E/(lR)$  почти не меняется при изменении радиуса расчетной области  $R$ . При уменьшении радиуса  $R$  при некотором его значении расчетная область начинает лишь частично охватывать дефектную область стыка, что приводит к еще более интенсивному уменьшению отношения  $\Delta E/(lR)$ . Это интенсивное снижение начинается при радиусах расчетной области, превышающих полученные выше с помощью визуализатора свободного объема радиусы тройного стыка. Последнее связано с тем, что в процессе структурной релаксации тройной стык немного смещался из центра расчетного блока.

Графики, приведенные на рис. 3, содержат еще один интересный результат. Зависимости, полученные для тройных стыков большеугловых границ наклона  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ , практически совпадают, кроме того для всех трех рассмотренных стыков совпадают значения отношения  $\Delta E/(lR)$  для малых радиусов расчетной области. Это означает, что структура внутри рассмот-

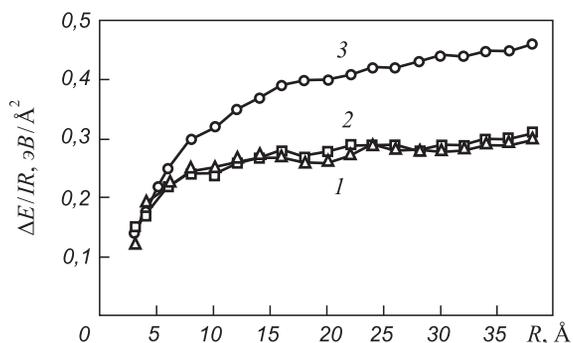


Рис. 3. Отношение  $\Delta E/(lR)$  в зависимости от  $R$ : 1 – для тройного стыка границ наклона  $\langle 111 \rangle$  с углами разориентации  $15^\circ$ ,  $15^\circ$  и  $30^\circ$ ; 2 – для тройного стыка границ наклона  $\langle 100 \rangle$  с углами разориентации  $18^\circ$ ,  $18^\circ$  и  $36^\circ$ ; 3 – для тройного стыка границ смешанного типа

ренных тройных стыков и внутри границ содержит примерно равную избыточную энергию на единицу объема (избыточную по сравнению с идеальным кристаллом).

**Выводы.** Как показало молекулярно-динамическое моделирование, тройной стык границ наклона и границ смешанного типа не является особым дефектом кристаллической структуры в том смысле, что его энергия образования близка к нулю, и он, по сути, является частью стыкующихся границ зерен. Ширина большеугловых границ наклона, измеренная в настоящей работе, составляет примерно  $5 \text{ \AA}$ , границ смешанного типа –  $8 \text{ \AA}$ . Тройные стыки, образованные границами наклона, имеют радиус около  $3 \text{ \AA}$ , образованные границами смешанного типа –  $4,5 - 5,0 \text{ \AA}$ . Структура внутри тройных стыков и границ зерен как наклона, так и смешанного типа (согласно полученным результатам) содержит примерно равную избыточную энергию в единице объема (избыточную по сравнению с идеальным кристаллом). Следует заметить, что сделанные в настоящей работе выводы относятся к равновесным тройным стыкам при низких температурах. Стыки границ в реальных металлах в результате зернограничных скольжений, захвата решеточных дислокаций, деформации и т.д., как известно, могут служить местом накопления дислокаций и иных дефектов, впрочем, как и сами границы зерен. В этом случае, по видимому, тройные стыки уже могут иметь структурно-энергетические особенности, отличающие их от образующих эти стыки границ зерен.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. P. 5743 – 5774.
2. Протасова С.Г., Сурсаева В.Г., Швиндлерман Л.С. // Физика твердого тела. 2003. Т. 45. № 8. С. 1402 – 1405.
3. Frolov T., Mishin Y. Molecular dynamics modeling of self-diffusion along a triple junction // Physical Review B. 2009. Vol. 79. P. 174110 (5).

4. Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Старостенков М.Д. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т. 9. № 3. С. 344 – 348.
5. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. 1993. Vol. 48. № 1. P. 22 – 33.
6. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. – Киев: Наукова думка, 1987. – 511 с.
7. Ракитин Р.Ю., Полетаев Г.М., Аксенов М.С., Старостенков М.Д. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2005. № 2. С. 124 – 129.

© 2013 г. Г.М. Полетаев, Д.В. Дмитриенко,  
В.В. Дябденков, В.Р. Микрюков,  
М.Д. Старостенков  
Поступила 28 ноября 2012 г.

УДК 669.046:539.22.26

*А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, М.Д. Старостенков,  
В.Д. Клопотов, Т.Н. Маркова, М.М. Морозов*

Сибирский физико-технический институт (г. Томск)

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СИСТЕМЕ Cu – Pd – Pt

**Аннотация.** По литературным данным при помощи геометрического построения многокомпонентных фазовых диаграмм на основе топологических принципов построена схема гипотетической пространственной диаграммы структурных состояний тройной системы Cu – Pd – Pt. На построенной диаграмме в пространстве температура – состав присутствуют области слабоустойчивых предпереходных длиннопериодических структурно-фазовых состояний, в которых структура сплавов имеет наноразмерные элементы. Выполнена попытка создания приемов прогноза перспективных наноструктурированных функциональных материалов.

**Ключевые слова:** диаграммы состояний, тройная система Cu – Pd – Pt, структурно-фазовые состояния.

## THE FEATURES OF STRUCTURE-PHASE IN Cu – Pd – Pt SYSTEM

**Abstract.** Basing on published data with the help of geometrical construction of multicomponent phase diagrams the hypothetical three-dimensional diagram of Cu – Pd – Pt ternary system was created. This calculations are based on topological principles. On the charted diagram there are some areas of weakly stable transitional long-period structural-phase states, where the alloys structure include the nano-elements. The attempt to create the forecast method of perspective nano-structured functional materials was made.

**Keywords:** diagram of states, three-dimensional diagram of Cu – Pd – Pt system, structural-phase states.

В настоящее время наиболее интенсивно изучаются кристаллические материалы с элементами наномасштаба, причем в подавляющем большинстве случаев такое состояние достигается особыми технологическими приемами, а физическая картина их образования и поведения, свойств и структуры таких материалов остается часто неясной. Большой интерес вызывают конденсированные системы со структурными неоднородностями наномасштаба. Это, прежде всего, металлические сплавы, которые в состоянии со структурными неоднородностями наномасштаба имеют уникальные свойства как конструкционные или функциональные материалы. Такие, полученные искусственным путем материалы, как правило, обладают слабой устойчивостью к внешним термосиловым воздействиям. К сожалению, в настоящее время методов их поиска, управления структурой таких материалов не существует из-за отсутствия знаний о фундаментальных физических закономерностях их образования и поведения.

Удобным объектом исследований для изучения слабоустойчивых состояний при фазовых превращени-

ях под термическим воздействием являются длиннопериодические металлические сплавы со спектром слабоустойчивых состояний вблизи фазового превращения. Прежде всего это обусловлено тем, что они достаточно давно изучаются, накоплен большой экспериментальный материал с соответствующим анализом и обобщением [1, 2]. Особый интерес с точки зрения выбора объекта исследования представляют те металлы и сплавы, которые имеют наноразмерный длинный период, структура которых слабоустойчива к внешним воздействиям (температуре, нагрузке, изменению состава, легированию и т.п.), и у которых имеется спектр слабоустойчивых структурных состояний вблизи границы потери устойчивости. Этим требованиям отвечают, в частности, упорядоченные сплавы со слабоустойчивой (предпереходной) длиннопериодической структурой: например, к ним относятся сплавы бинарных систем Cu – Pd, Cu – Pt, Pd – Pt. Прогноз возможности существования функциональных состояний материала со слабоустойчивой (предпереходной) длиннопериодической структурой в тройной системе Cu – Pd – Pt из-за своей сложности не рассматривался.

Цель настоящего исследования – по литературным данным при помощи геометрического построения многокомпонентных фазовых диаграмм на основе топологических принципов построить схему пространственной диаграммы системы Cu – Pd – Pt. Эта пространственная диаграмма позволит, возможно, ориентироваться в особенностях структуры и фазовых состояний ожидаемых структур и их устойчивости.

Изучение фазовых равновесий и кристаллических структур в системах Cu – Pd, Cu – Pt, Pd – Pt и Cu – Pd – Pt является одним из этапов исследования особенностей образования геометрически плотноупакованных структур на основе ГЦК решетки с одномерными и двумерными длиннопериодическими структурами  $L1_2(M)$  и  $L1_2(MM)$ . Следует обратить внимание также на то, что в системе Cu – Pt при составе CuPt существует сверхструктура  $L1_1$ , которая состоит из равного числа плотнейших слоев, т.е. структура с двухслойными пакетами из атомов Cu и атомов Pt образует большую слоистую элементарную ячейку из 54 атомов (рис. 1).

Двойные системы Cu – Pd, Cu – Pt и Pd – Pt, ограничивающие тройную систему Cu – Pd – Pt, обладают широким спектром сверхструктур  $L1_0$ ,  $L1_1$ ,  $L1_2$ ,  $L1_2(M)$ ,  $L1_2(MM)$ ,  $L1_3$  и B2 (рис. 1), которые образуются в результате совмещенного фазового перехода порядок – беспорядок и структурно-фазовых превращений [2 – 7].

В системе Cu – Pd при кристаллизации во всем концентрационном интервале образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (Cu, Pd) (рис. 2) [8, 9]. При понижении температуры в твердом состоянии в результате фазо-

вых переходов в области стехиометрического состава  $A_3B$  образуются упорядоченные соединения  $Cu_3Pd$  при температуре 508 °C с образованием сверхструктур  $L1_2$ ,  $L1_2(M)$ ,  $L1_2(MM)$ . Ранее большое внимание было уделено исследованию упорядоченным структурам в сплавах системы Cu – Pd [2, 3 – 5]. Было обнаружено [8, 9] две перитектоидных реакции, которые приводят к образованию одномерных и двумерных длиннопериодических фаз  $L1_2(M)$  и  $L1_2(MM)$ . Более детально эти реакции приведены на вставке на рис. 2. В области состава Cu – 40 % Pd при температурах порядка 600 °C из разупорядоченного твердого раствора в результате структурного фазового перехода, который сопровождается фазовым переходом порядок – беспорядок, образуется сверхструктура B2 [3 – 5].

Сплавы системы Cu – Pt при кристаллизации образуют непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1. Начиная с температур порядка 800 °C в широком интервале концентраций образуются упорядоченные структуры со стехиометрическими составами  $Cu_3Pt$ , CuPt,  $CuPt_3$  и  $CuPt_7$  (рис. 2) [2, 6, 7].

В системе Pd – Pt при кристаллизации образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (рис. 2) [8]. В твердом состоянии никаких упорядоченных структур не обнаружено.

В бинарных системах Cu – Pt и Cu – Pd в области составов  $Cu_3Pt$  и  $Cu_3Pd$  образуются упорядоченные фазы  $L1_2$ , которые имеют области составов с длиннопериодическими структурными состояниями на основе  $L1_2$  структур.

Рассмотрим гипотетическую пространственную диаграмму структурных состояний тройной системы Cu – Pd – Pt. На изотермическом сечении тройной системы Cu – Pd – Pt при температуре 400 °C обнаружена широкая область распространения тройного соединения переменного состава на основе стехиометрических сплавов  $Cu_3(Pt, Pd)$  с  $L1_2$  сверхструктурой (рис. 2). Отметим, что здесь отличительной особенностью между бинарными системами Cu – Pt и Cu – Pd является то, что в области эквиатомного состава в системе Cu – Pt образуется ромбоэдрическая сверхструктура  $L1_1$  с пространственной группой  $R\bar{3}m$  с 54-мя атомами на элементарную ячейку, а в системе Cu – Pd образуется кубическая сверхструктура B2 с пространственной группой  $Pm\bar{3}m$  с двумя атомами на элементарную ячейку. Это нашло отражение и в распространении областей фазового равновесия тройных соединений с B2 и  $L1_1$  структурами в тройной системе Cu – Pd – Pt. В этой тройной системе видно, что области на основе этих соединений ограничены, занимают широкие области гомогенности, не соприкасаются друг с другом и вытянуты в направлениях к углам изотермического треугольника. Такая форма области распространения тройных соединений на основе сверхструктур B2 и  $L1_1$  позволяет сделать ряд предположений:

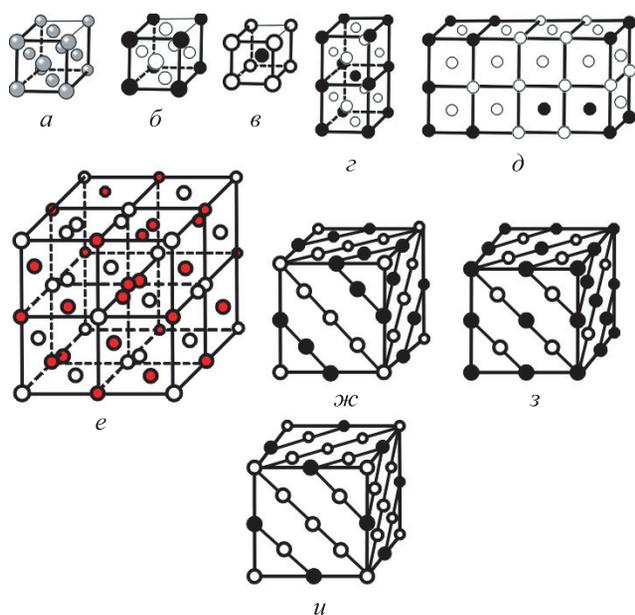


Рис. 1. Элементарные ячейки разупорядоченной структуры A1 (a) и упорядоченных сверхструктур  $L1_2$  (б), B2 (в),  $L1_2(M)$  (д),  $L1_2(MM)$  (е),  $L1_1$  (е, з) (е и з – псевдокубическая и ромбоэдрическая структуры):  
 ● – А и В; ○ – А

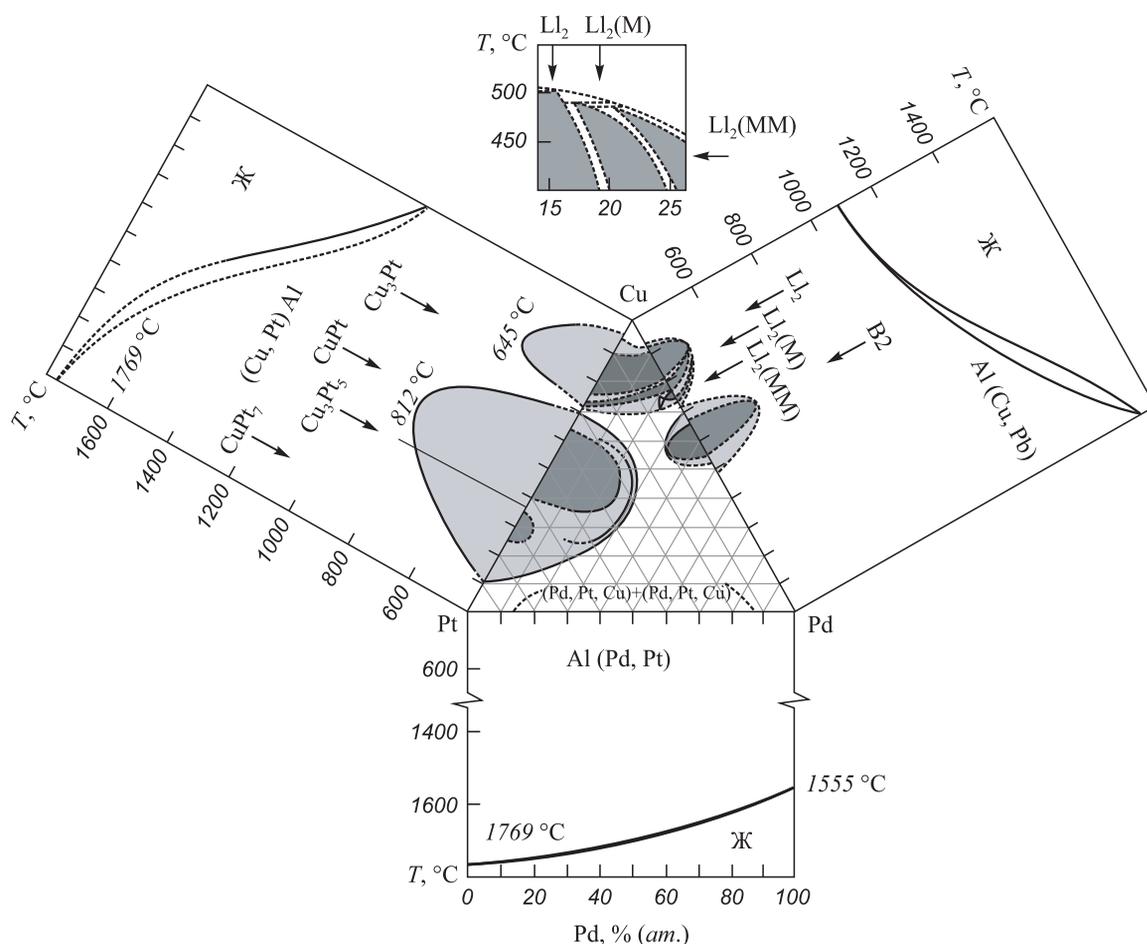


Рис. 2. Бинарные диаграммы систем Cu – Pd, Cu – Pt, Pd – Pt [8, 9] и изотермическое сечение тройной системы Cu – Pd – Pt при 400 °C [10, 11]

– в соединении CuPt третий легирующий элемент (атомы Pd) равновероятным образом может занимать узлы атомов Cu и Pt в элементарной ячейке  $L1_1$ ;

– в соединении CuPd третий легирующий элемент (атомы Pt) равновероятным образом может занимать узлы атомов Cu и Pd в элементарной ячейке B2.

С учетом существования длиннопериодических структур, как показано в работах [2, 6, 7], третий элемент в определенных концентрационных и температурных интервалах в слабоустойчивых предпереходных состояниях должен иметь предпочтительные позиции для замещения и образования сегрегаций в окрестности периодического структурного дефекта.

По приведенным литературным данным [8, 9] и при помощи геометрического построения многокомпонентных фазовых диаграмм на основе топологических принципов, развитых в работах [12, 13], получена схема пространственной диаграммы структурных состояний тройной системы Cu – Pd – Pt (рис. 3). Эта диаграмма наглядно показывает, как плавный ход линий ликвидуса и солидуса в двойных металлических системах в высокотемпературной области проецируется на поведение тройной системы. Гладкие поверхности ликвидуса и солидуса без складок, гребней и сингулярных линий

в тройной системе отражают ситуацию, что в тройной металлической системе Cu – Pd – Pt происходит образование непрерывных твердых растворов в процессе кристаллизации.

В температурных областях ниже 800 °C в тройной системе Cu – Pd – Pt в результате сложных взаимоотношений компонентов в тройных металлических сплавах происходят структурно-фазовые переходы, которые отражают поверхности превращений в твердом состоянии (рис. 3).

**Выводы.** На основе анализа литературных данных при помощи геометрического построения многокомпонентных фазовых диаграмм на основе топологических принципов построена схема гипотетической пространственной диаграммы структурных состояний тройной системы Cu – Pd – Pt. На приведенных диаграммах в пространстве температура – состав присутствуют области слабоустойчивых предпереходных длиннопериодических структурно-фазовых состояний. В этих областях структура сплавов имеет наноразмерные элементы, что придает этим сплавам, как правило, уникальные физико-механические свойства. Таким образом, сделана попытка создания приемов прогноза перспективных наноструктурированных функциональных материалов.

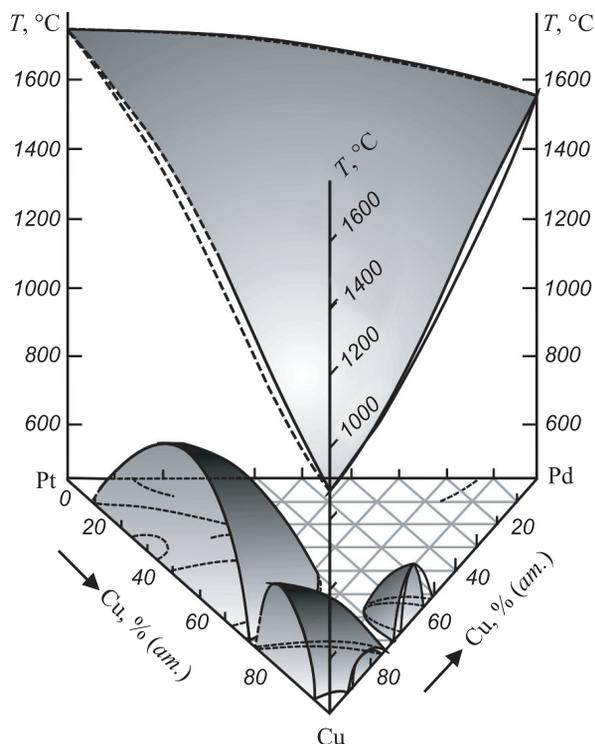


Рис. 3. Схема пространственной диаграммы состояния системы Cu – Pd – Pt

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана / А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, Э.В. Козлов и др. – Томск: изд. НТЛ, 2004. – 296 с.

2. Слабоустойчивые состояния металлических систем / А.И. Потекаев, В.А. Старенченко, В.В. Кулагина и др. – Томск: изд. НТЛ, 2012. – 272 с.
3. Клопотов А.А., Тайлашев А.С., Козлов Э.В. // Изв. вуз. Физика. 1988. № 6. С. 67 – 72.
4. Клопотов А.А., Тайлашев А.С., Потекаев А.С., Козлов Э.В. // Изв. вуз. Физика. 1997. № 3. С. 93 – 102.
5. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 9. С. 59 – 69.
6. Кулагина В.В., Чаплыгина А.А., Попова Л.А. и др. // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 7. С. 78 – 87.
7. Кулагина В.В., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д. // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 4. С. 11 – 18.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
9. Barthlein S., Winning E., Hart G.L., Muller S. Stability and instability of long-period superstructures in binary Cu – Pd alloys: A first principles study // Acta Materialia. 2009. Vol. 57. P. 1660 – 1665.
10. Nakahigashi K. L12-Type Ordered Phase in Cu – Pt – Pd Ternary Alloys // Jpn. J. Appl. Phys. 1986. Vol. 1. № 25(9). P. 1284 – 1287.
11. Golikova N.N., Laptevskiy A.S., Gushchin G.M., Syutkina V.I. Phase Transformations in the System of Palladium-Copper-Platinum Alloys // Phys. Met. Metallogr. 1991. Vol. 72(6). P. 136 – 140.
12. Громаков С.Д. О некоторых закономерностях равновесных систем. – Казань: изд. КГУ, 1961. – 450 с.
13. Платник Л.С., Ландау А.И. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах. – Харьков: изд. ХГУ, 1961. – 392 с.

© 2013 г. А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, М.Д. Старостенков, В.Д. Клопотов, Т.Н. Маркова, М.М. Морозов  
Поступила 16 ноября 2012 г.

УДК 621.9.048

С.В. Панин<sup>1,2</sup>, М.А. Полтаранин<sup>1,2</sup>, Ю.И. Почивалов<sup>1</sup>,  
Б.Б. Овечкин<sup>2</sup>, В.Е. Панин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

## ИЗНАШИВАНИЕ СТАЛИ 110Г13 С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ. СООБЩЕНИЕ 1. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ\*

**Аннотация.** Исследованы закономерности модификации структуры и изменения сопротивления изнашиванию при трении в условиях граничной смазки стали 110Г13 в состоянии поставки и после обработки ударным ультразвуком. Проведен анализ деформационного рельефа, формирующегося на боковой поверхности образцов при сжатии и трибонагрузении, и показана идентичность в закономерностях его развития. На основании полученных данных обсуждаются причины выявленного изменения сопротивления изнашиванию.

**Ключевые слова:** поверхностный слой, сталь 110Г13, ультразвуковая поверхностная обработка.

## THE EFFECT OF NANOSTRUCTURING SURFACE LAYER IN TRIBOCONTACT UNDER WEARING OF 110MN13 STEEL SUBJECTED TO ULTRASONIC SURFACE STRAINING

**Abstract.** Regularities of structure modification and changing wear resistance under boundary lubrication friction of 110Mn13 steel in as supplied condition and after impact ultrasonic treatment were studied. The strain induced relief to form on lateral face of specimens under study at compression and triboloading were examined and similarity in regularities of its formation was shown.

**Keywords:** surface layer, 110Mn13 steel, ultrasonic surface straining.

Высокомарганцовистая сталь 110Г13 является одной из наиболее известных упрочняемых в процессе эксплуатации сталей, которая нашла широкое применение в различного рода установках для дробления горных пород, в строительном-дорожном оборудовании, в механизмах по подготовке шихты в металлургическом и литейном производствах [1].

Упрочнение рабочих поверхностей деталей, изготовленных из стали 110Г13, в процессе взаимодействия с изнашивающей средой обуславливает значительное повышение износостойкости и срока службы таких деталей, особенно, если рабочие нагрузки являются ударными. Так, например, в рабочих слоях бронеплит шаровых мельниц, изготовленных из нестабильной аустенитной стали, в процессе эксплуатации на глубине до 2,0 – 3,5 мм образуется структура мартенсита деформации с твердостью HRC 50 – 60 при сохранении аустенитной структуры в основном сечении отливок. Прочный приповерхностный слой обеспечивает высокую износостойкость при контактном взаимодействии, в результате чего долговечность бронеплит увеличивается более чем в два раза [2].

Однако не при всех условиях эксплуатации сталь 110Г13 проявляет способность к упрочнению. Помимо невысокой стойкости в условиях абразивного изнаши-

вания, эта сталь не является износостойкой при нагреве в интервале температур 400 – 800 °С. Например, в условиях ускоренного процесса производства цемента применяемые футеровки и перегородки мельниц из стали 110Г13 при температуре эксплуатации 180 – 450 °С быстро выходят из строя. Данные, представленные в работах [2 – 4], также показывают, что сталь Гадфильда даже в условиях экстремально больших пластических деформаций и высоких температур, имеющих место при трении и сдвиге, сохраняет аустенитную структуру. Следовательно, высокая износостойкость стали 110Г13 не связана с возникновением в ее структуре мартенсита деформации или карбидных фаз. Говоря об упрочнении стали Гадфильда, необходимо отметить роль углерода. Его влияние на упрочнение обусловлено не только искажениями кристаллической решетки, вносимыми атомами внедрения и взаимодействием последних с дислокациями, но и с характером распределения углерода в аустените [2, 5]. При трении стали в ее поверхностном слое возрастает температура, вследствие чего атомы углерода перемещаются на место дефектов кристаллического строения решетки аустенита. Это может сопровождаться образованием микронзон с повышенным содержанием углерода, образованием комплекса Mn – С (что обуславливает рост микронапряжений в решетке) и, как следствие, повышением твердости. Приведенные выше данные об особенностях трения стали 110Г13, тем не менее, не раскрывают причин столь высоких

\* Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ОЭМППУ РАН № 12.3, проекта г/б исследований СО РАН № III.23.1.3.

триботехнических свойств, поэтому эта сталь является привлекательным объектом для исследования. Кроме того, считаем необходимым процитировать работы, посвященные исследованиям закономерностей изнашивания стали 110Г13 в различных научных школах, в частности, в СФТИ<sup>1</sup>, ИФПМ СО РАН<sup>2</sup>, СибГИУ<sup>3</sup>, [6] и др.

В настоящей работе была поставлена задача исследовать закономерности модификации структуры и изменения сопротивления изнашиванию при трении в условиях граничной смазки образцов стали 110Г13 в состоянии поставки и после обработки ударным ультразвуком (УУО). Ранее отмечалось, что воздействие упругих колебаний индентора ультразвуковой частоты идентично таковому, возникающему в процессе трибосопряжения [7]. Поэтому представляло интерес проследить за кинетикой процесса изнашивания образцов обоих типов.

### Материал и методика исследований

Ультразвуковую обработку образцов проводили при частоте 26 кГц. Амплитуда колебаний составляла 15 мкм. Деформирующий инструмент diam. 2 мм прижимался к поверхности обрабатываемой пластины со статической нагрузкой примерно 100 Н [8]. Глубину поверхностного слоя, упрочненного в результате ультразвуковой обработки, оценивали путем измерения микротвердости в поперечном сечении образца на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 100 г. Дефектную субструктуру стали 110Г13 до и после ультразвуковой обработки исследовали с использованием оптических микроскопов Neophot 2 и Axiovert 25 SA. Изображения получали на оптическом интерференционном профилометре белого света New View 6200.

Триботехнические испытания по схеме вал – колодка в условиях граничной смазки проводили на образцах в форме параллелепипеда размером 7×7×10 мм на машине трения СМТ-1. Нагрузку на пару образцов, закрепленных в держателе, подбирали опытным путем и она составила около 500 Н при скорости вращения вала 150 об/мин. Диаметр контртела, изготовленного из стали ШХ15, составлял 62 мм. Длительность испытаний при подобранном режиме нагружения составляла 60 мин. Интенсивность изнашивания оценивали через каждые 5 мин нагружения путем измерения площади дорожки трения, проводившегося с помощью оптичес-

кого микроскопа «Carl Zeiss Stemi 2000-C» и дальнейшего расчета с использованием программы Rhinoceros v. 3.0.

### Результаты исследований и их обсуждение

**Структурные исследования (металлография).** Исследование структуры проводили на боковой грани образцов; при этом фотографирование выполняли после механической шлифовки грани и дальнейшего травления в плавиковой кислоте. Было замечено, что образцы хорошо сопротивляются кислотному воздействию, однако образец после УУО протравился значительно хуже, чем образец в исходном состоянии, что свидетельствует в пользу произошедших в нем структурных изменений. В то же время проведенный анализ микрофотографий шлифов боковой грани образцов стали 110Г13 в исходном состоянии и после УУО не выявил существенных визуально наблюдаемых изменений в структуре до и после проведенной обработки. Также можно констатировать отсутствие в образце после УУО следов возникновения микротрещин.

**Испытания на статическое сжатие.** С целью физического моделирования сжимающего воздействия контртела на образцы были проведены испытания на сжатие, в ходе которого выполняли ступенчатое нагружение образцов обоих типов контртелом (без его вращения) с шагом 50 кг до достижения максимальной нагрузки 500 кг. Время нагружения составляло 1 мин, после чего образцы разгружали и проводили фотографирование их боковой поверхности.

**Образец в исходном состоянии.** Проведен анализ оптических изображений боковой грани образца без обработки. Обнаружено, что уже при нагрузке 100 кг в приповерхностном слое фиксируются признаки формирования деформационного рельефа. Дальнейшее увеличение нагрузки до 150 кг приводит к образованию рельефом на глубине до 200 – 300 мкм. Повышение нагрузки до 500 кг обусловило увеличение размера такой области, а толщина слоя, в котором рельеф был четко выражен, может быть оценена в 700 мкм.

Анализ боковой грани образца после снятия сжимающей нагрузки был также проведен при большем и меньшем увеличениях. Изображения, снятые на боковой грани образца с помощью оптического микроскопа Axiovert 25 SA и оптического профилометра New View, приведены на рис. 1, а – в. Анализ оптических профилетрамм показывает, что в результате вдавливания на боковой поверхности формируется слой деформированного материала, толщину которого можно оценить в 700 – 800 мкм (рис. 1, а, б), в то время как «высота» относительно исходной недеформированной поверхности составляет порядка 50 – 60 мкм.

**Образец после ультразвуковой ударной обработки.** Также проанализированы оптические изображе-

<sup>1</sup> Ламбакахар О.О. Закономерности формирования микро-структуры и природа деформационного упрочнения высокоуглеродистого железо-марганцевого и железо-никелевого аустенита. Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук. Томск, 1975. 20 с.

<sup>2</sup> Колубаев Е.А. Деформирование поверхностных слоев при трении и факторы, влияющие на трибологические свойства металлов. Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук. Томск, 2005. 20 с.

<sup>3</sup> Алешина Е.А. Исследования структуры и фазового состава поверхностного слоя стали Гадфильда после испытаний на трение. Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук. Новокузнецк, 2007. 20 с.

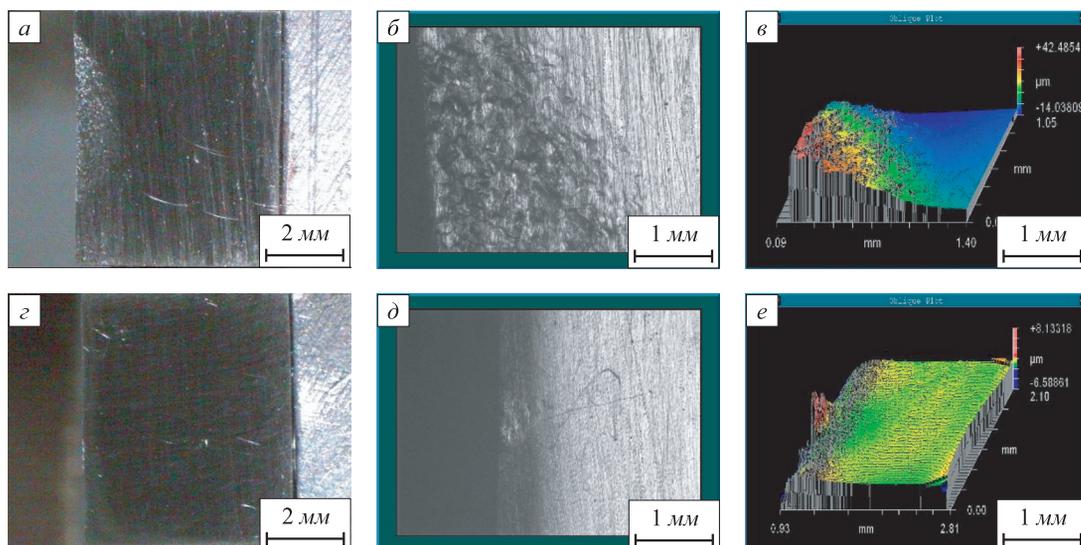


Рис. 1. Изображения боковой поверхности образца в исходном состоянии (а – в) и подвергнутого УУО (з – е) после нагружения сжатием: а – оптическая микроскопия; б и в – оптический снимок и 3D-профиль, полученные на профилометре NewView; размер изображения: а – 14 000×7000 мкм; б – 1400×1000 мкм

ния боковой грани образца после УУО. Проведенные исследования не выявили каких-либо фиксируемых микроскопически существенных изменений рельефа поверхности при повышении нагрузки вплоть до 500 кг. Изображения, снятые с помощью оптического микроскопа и профилометра New View на боковой грани образца, приведены на рис. 1, з – е. Единственным выявленным изменением рельефа поверхности стало образование небольшого по площади «заматия», материал в котором выступал относительно окружающего на высоту порядка 8 мкм (рис. 1, д, е). Его местоположение соответствует месту приложения к образцу сжимающей нагрузки.

**Микротвердость образцов.** Микротвердость измеряли на боковой грани образцов. График распределения микротвердости по поперечному сечению по мере удаления от поверхности представлен на рис. 2. Как видно, микротвердость около поверхности образца, обработанного ультразвуком (кривая 2), возрастает в 2,5 раза по сравнению с микротвердостью образца в исходном состоянии (кривая 1) и постепенно убывает по мере удаления от поверхности. Глубина модифицированного слоя при этом составляет около 500 – 600 мкм. Микротвердость, измеренная в слое деформированного материала (образовавшегося при сжатии образца (кривая 3)), сопоставима с микротвердостью образца, подвергнутого УУО, что в определенной степени свидетельствует об идентичности происходящих при этом изменений структуры.

**Триботехнические испытания.** С целью подбора режима трибонагружения проводили испытания образцов в исходном состоянии с возрастающей нагрузкой от 10 до 150 кг с шагом 10 кг через каждые 5 мин испытаний. Обнаружено, что в диапазоне нагрузок от 30 до 120 кг происходит устойчивый износ образцов. При

нагрузках, превышающих 130 кг, фиксируются признаки катастрофического изнашивания. Предварительные триботехнические испытания были проведены при постоянной нагрузке 70 кг. Показано, что стадия приработки заканчивается при времени испытаний 15 мин. При этом было замечено, что после 20 мин нагружения начинается термически индуцированная деструкция смазочной среды (индустриального масла И-20), что интенсифицирует изнашивание образца. Можно предположить, что при этом изменяется характер изнашивания на окислительный, о чем свидетельствуют как повышение момента трения, так и появление характерного скрипа при взаимодействии контртела с образцом.

Характерным явлением при испытаниях с переменной и постоянной (70 кг) нагрузкой явилось то, что при «выгорании» масла, т.е. при переходе испытания из режима граничной смазки в режим окислительного и абразивного изнашивания наблюдалась осцилляция

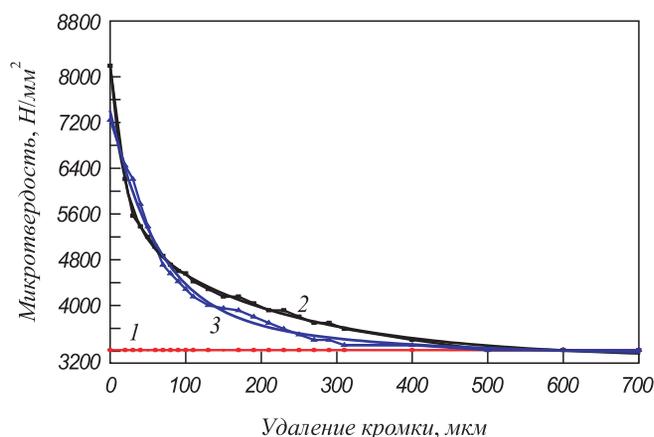


Рис. 2. Распределение микротвердости на образцах: 1 – исходном; 2 – обработанном ультразвуком; 3 – подвергнутом сжатию

момента силы трения (либо просто снижение вследствие нагрева). Это подтверждается тем, что после снятия нагрузки и охлаждения образца и контртела момент силы трения повышался до начального значения. Таким образом, при подборе параметров трибоиспытаний были выбраны следующие: нагрузка 50 кг, скорость вращения 150 об/мин, время испытаний 60 мин. Результаты, описанные далее, были получены при этих параметрах трибонагружения.

*Испытания образцов в исходном состоянии (без шлифовки поверхности после электроискровой резки).* С целью оценки влияния шероховатости исходной поверхности были испытаны образцы, поверхность которых после электроискровой резки не подвергали механической шлифовке. На рис. 3, *а – г* приведены оптические изображения дорожек трения образцов после различного времени испытаний. Видно, что за первые

5 мин образовалось два едва различимых пятна контакта общей площадью около  $7,4 \text{ мм}^2$  (рис. 3, *б*). Дальнейшее нагружение привело к разрастанию этих пятен в глубь образца: их суммарная площадь после 30 мин испытаний составила примерно  $14,8 \text{ мм}^2$  (рис. 3, *в*). После 60 мин испытаний на образцах образовалась практически сплошная дорожка трения, площадь которой составила приблизительно  $22,5 \text{ мм}^2$  (рис. 3, *г*). При этом скорость изнашивания составила  $0,247 \text{ мм}^2/\text{мин}$ , износостойкость –  $4,04 \text{ мин}/\text{мм}^2$ .

*Испытания образцов в исходном состоянии, подвергнутых шлифованию поверхности после резки.* Соответствующие оптические изображения приведены на рис. 3, *д – з*. Видно, что за первые 5 мин трения сформировалась выраженная дорожка трения площадью  $16,2 \text{ мм}^2$  (рис. 3, *е*); характер изнашивания можно назвать адгезионным. При дальнейшем нагружении пло-

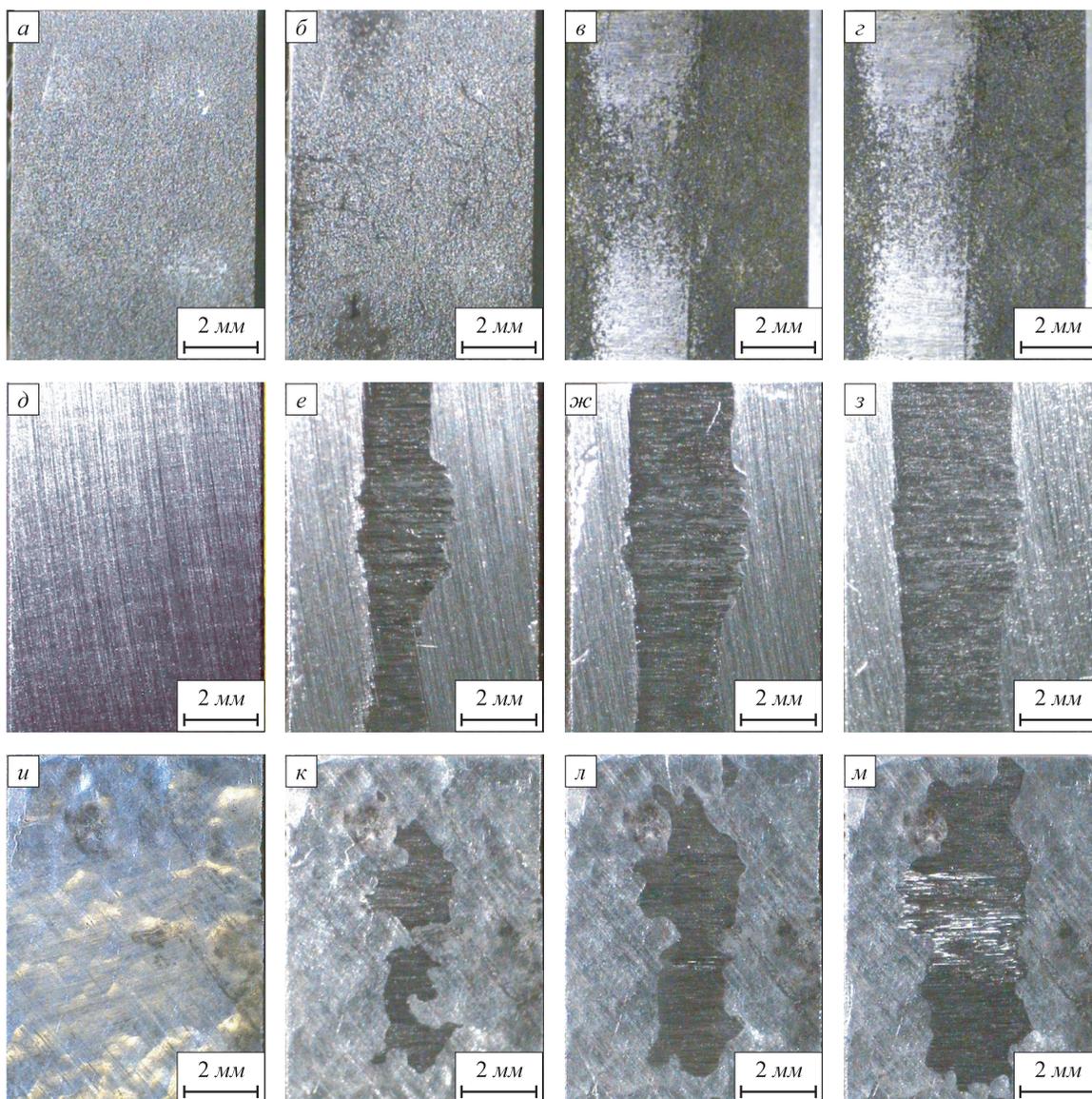


Рис. 3. Оптические изображения поверхностей трения образцов из стали 110Г13 в исходном состоянии без обработки поверхности после разрезания (*а – г*), после шлифования (*д – з*) и после ультразвуковой ударной обработки (*и – м*); *а, д, и* – перед началом испытаний, *б, е, к* – после 5 мин, *в, ж, л* – 30 мин и *г, з, м* – 60 мин испытаний

щадь дорожки трения постепенно увеличивалась: после 30 мин испытаний составила 26,3 мм<sup>2</sup> (рис. 3, ж), а после 60 мин – 30,5 мм<sup>2</sup> (рис. 3, з). Скорость изнашивания составила 0,149 мм<sup>2</sup>/мин, а износостойкость – 6,68 мин/мм<sup>2</sup>.

Испытания образцов после ультразвуковой ударной обработки поверхности. Соответствующие микрофотографии приведены на рис. 3, и – м. Видно, что за первые 5 мин испытаний сформировались два незначительных по площади пятна трения общей площадью 8,4 мм<sup>2</sup> (рис. 3, к). При дальнейшем нагружении эти пятна разрастались и соединились, а их суммарная площадь после 30 мин испытаний составила 17,6 мм<sup>2</sup> (рис. 3, л). В процессе трения после 35 мин испытаний было замечено появление крупных царапин на поверхности трения, что свидетельствует о появлении абразивной компоненты в характере изнашивания (см. также рис. 3, м). Очевидно, это было вызвано попаданием в область триботехнического контакта частиц разрушенного и унесенного упрочненного УУО слоя и их воздействием в качестве незакрепленного абразива. При этом царапины достаточно большой глубины появились и на поверхности контртела из стали ШХ15. После 60 мин испытаний площадь дорожки трения составила 25,8 мм<sup>2</sup> (рис. 3, м). При этом скорость изнашивания равнялась 0,192 мм<sup>2</sup>/мин, а износостойкость 5,20 мин/мм<sup>2</sup>.

Диаграммы изнашивания всех исследованных образцов приведены на рис. 4. Видно, что для образцов в исходном состоянии со шлифованной поверхностью и образцов после УУО различимы два временных участка, характеризующихся разной интенсивностью изнашивания. Это, очевидно, связано с тем, что на отрезке времени 10 – 30 мин в сопротивление изнашиванию вовлечены лишь отдельные участки поверхности (пятна изнашивания); после 30 мин испытаний дорожка трения формируется вдоль всей ширины образца и начинается износ подповерхностных слоев. Снижение интенсивности изнашивания в образце без УУО может быть обусловлено тем, что площадь дорожки трения существенно увеличилась и удельное давление на образец снизилось. Однако основным фактором все же является деформационное упрочнение на поверхности трения (см. ниже результаты просвечивающей микроскопии), которое, ко всему прочему, не сопровождается абразивным изнашиванием, как в случае УУО. В случае

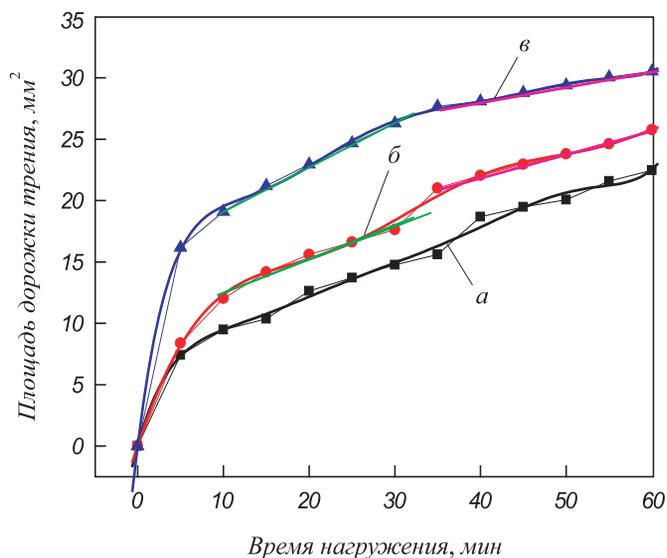


Рис. 4. Зависимость площади дорожки трения от времени нагружения:

а – образец в исходном состоянии, необработанная поверхность после резки; б – образец после УУО; в – образец в исходном состоянии, шлифованная поверхность после резки

нешлифованной поверхности возможно «легирование» приповерхностного слоя в процессе электроискровой резки, что изменяет состав, структуру и, соответственно, сопротивление изнашиванию при трении в условиях граничной смазки. Может быть, именно по этой причине в отличие от двух других типов образцов у него в течение всего времени испытаний интенсивность изнашивания не менялась (рис. 4, кривая а). Сводные данные о результатах триботехнических испытаний также приведены в таблице. Как видно, на отрезке времени 10 – 30 мин наибольшей износостойкостью характеризуются образцы без обработки поверхности после резки и образцы после УУО. На отрезке времени 35 – 60 мин более высоким сопротивлением изнашиванию обладают образцы в исходном состоянии после шлифовки поверхности.

**Выводы.** Показано, что воздействие ударным ультразвуком приводит к трехкратному повышению микротвердости поверхностного слоя, что сопровождается повышением износостойкости лишь на первой подстадии установившегося изнашивания. Последующее разрушение высокодефектного упрочненного УУО слоя изменяет характер изнашивания, добавляя в него абра-

Сводные данные об интенсивности изнашивания образцов на временном отрезке 10 – 30 / 35 – 60 мин

Поверхность	Скорость изнашивания, мм <sup>2</sup> /мин	Износостойкость, мин/мм <sup>2</sup>	Толщина унесенного слоя, мкм
Исходная после резки(а)	0,26	3,90	20,4
После УУО(б)	0,25/0,17	4,03/5,94	26,8/12,5
Исходная шлифованная (в)	0,38/0,10	2,64/9,62	37,6/27,9

живную составляющую. Выявлено существенное различие в характере развития деформации в приповерхностном слое образцов в исходном состоянии и после УУО при испытаниях на сжатие и в процессе триботехнических испытаний. На кривых изнашивания образцов до и после ультразвуковой обработки наблюдаются две стадии с изменяющейся скоростью изнашивания, причем на первой стадии более интенсивно изнашивается образец без обработки, а на второй – образец с модифицированным УУО приповерхностным слоем.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. – М.: Металлургия, 1966. – 344 с.

2. Клушанцев Б.В. Щековые дробилки. Сб. Оборудование для промышленности строительных материалов «Сер. П». – М.: ЦНИИТЭ строймаш, 1972. – 44 с.
3. Коршунов Л. Г. // ФММ. 1992. № 8. С. 3 – 21.
4. Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. // Трение и износ. 1984. Т. 5. № 1. С. 106 – 112.
5. Сильман Г.И. // МиТОМ. 2006. № 1. С. 3 – 7.
6. Иванов Ю.Ф., Алешина Е.А., Колубаев Е.А. и др. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 6. С. 83 – 90.
7. Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Сизова О.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 4. С. 49 – 57.
8. Клименов В.А., Иванов Ю.Ф., Перевалова О.Б. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2001. № 1. С. 90 – 97.

© 2013 г. С.В. Панин, М.А. Полтаранин,  
Ю.И. Почивалов, Б.Б. Овечкин, В.Е. Панин  
Поступила 29 декабря 2012 г.

УДК 669.046:621.7.011

*Т.Н. Плужникова, В.А. Федоров, С.А. Сидоров, А.В. Яковлев*

Тамбовский государственный университет им. Г.Д. Державина

## ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ДЕФОРМАЦИЮ АМОΡФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННУЮ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА\*

**Аннотация.** Исследовано влияние агрессивных сред (растворов NACE и H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) на ход зависимости  $\sigma - \epsilon$  сплавов при деформации и одновременном пропускании импульсов электрического тока, сопровождающимся кратковременным сбросом механического напряжения. Установлены зависимости сброса механического напряжения в исследуемых материалах от плотности импульсного электрического тока. Исследовано структурно-морфологическое состояние поверхности сплавов после воздействия агрессивных сред различной концентрации.

**Ключевые слова:** деформация сплавов, аморфный металлический сплав, нанокристаллический металлический сплав, агрессивные среды, импульсный электрический ток, питтинговая коррозия.

## THE INFLUENCE OF AGGRESSIVE MEDIA ON THE DEFORMATION OF AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE ALLOYS FROM EXPOSURE TO PULSED ELECTRIC CURRENT

**Abstract.** The effect of aggressive media (solution NACE and H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) on the dependence  $\sigma - \epsilon$ , obtained by simultaneous transmission of electric current pulses accompanied by short discharge stress is investigated. The dependence of stress relief in the materials on the density of the pulsed electric current is established. The structural and morphological state of the alloy surface after exposure to corrosive media with different concentrations is investigated.

**Keywords:** deformation of alloy, amorphous alloy, nanocrystalline alloy, aggressive media, to pulsed electric current, pitting corrosion.

Расширение спектра применения аморфных и нанокристаллических сплавов ставит задачи по исследованию структуры и свойств этих материалов после различного рода воздействий: это могут быть как стационарные, так и нестационарные тепловые поля, импульсные и статические электрические и магнитные поля, а также различные среды, ведущие к окислению и коррозии. Вследствие этого представляют интерес

исследования, связанные с совместным влиянием нескольких факторов на изменение свойств аморфных и нанокристаллических металлических сплавов.

Цель работы состоит в исследовании развития деформации аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при воздействии импульсного электрического тока после выдержки в агрессивных средах.<sup>1</sup>

Экспериментальным материалом служили аморфные металлические сплавы на основе кобальта

\* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (проект № 14.В37.21.1161).

<sup>1</sup> Часть исследований выполнена на оборудовании ЦКП «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» Белгородского государственного национального исследовательского университета.

(АМАГ-172, АМАГ-180) и нанокристаллический сплав на основе железа (АМАГ-200), полученные методом спиннингования. Размеры образцов 40,0×3,5×0,02 мм. В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S и NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S, а также 20 %-ый раствор серной кислоты (NACE – среда, используемая американскими коррозионистами-технологами, следующего состава: 5 г/л NaCl, 0,25 мг/л CH<sub>3</sub>COOH). Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин. Одноосное растяжение образцов производили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью  $\tau = 5$  мс и плотностью тока  $j = 10^8 \div 10^9$  А/м<sup>2</sup>. Элементный состав и морфологию поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEG и на атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura. Фазовый состав определяли рентгенографическими методами с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

Деформация аморфных и нанокристаллических сплавов с одновременным пропуском импульсного электрического тока на диаграммах нагружения сопровождается явлением, подобным электропластическому эффекту [1, 2]. В момент прохождения импульса тока на диаграммах  $\sigma - \epsilon$  наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения  $\Delta\sigma$  с последующим полным восстановлением хода зависимости  $\sigma - \epsilon$ . Кроме того, пропуск импульсного электрического тока вызывает скачкообразное кратковременное увеличение температуры образцов.

В первой части работы исследовано влияние растворов NACE на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. Установлено, что характер деформации образцов аморфных металлических сплавов, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В то же время воздействие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе железа сброс механического напряжения, вызванный пропуском

импульсного тока плотностью  $j \geq 10^9$  А/м<sup>2</sup>. Этот сброс примерно на 10 % больше у образцов этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE (рис. 1). Величина сброса механического напряжения в нанокристаллических образцах не зависит от концентрации растворов NACE, использованных в работе.

При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и четырех импульсов электрического тока плотностью  $10^9$  А/м<sup>2</sup> модуль Юнга всех исследуемых сплавов практически не изменяется, а предел прочности уменьшается примерно на 40 %.

Проведены рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния. На дифрактограммах не отмечено каких-либо изменений. Для аморфных сплавов сохраняется характерное гало, в нанокристаллическом сплаве наблюдается полное совпадение дифракционных максимумов (т.е. не происходит структурных изменений). Методом электронной микроскопии обнаружено, что на поверхности аморфных и нанокристаллических сплавов наблюдается рост как отдельных микрокристаллов соли NaCl, так и разветвленных дендритных солевых структур. Обнаружено, что среда NACE вызывает на поверхности нанокристаллического сплава окислительные реакции, в результате которых образуются оксиды железа в виде пленки толщиной порядка 1 мкм (рис. 2, а). Об образовании оксидов также свидетельствуют результаты исследования элементного состава образцов аморфных и нанокристаллических сплавов, которые показали, что выдержка в растворах приводит к появлению в составе атомов кислорода. В аморфных сплавах его концентрация около 1 %, а в нанокристаллическом – более 2,5 %.

По-видимому, образовавшаяся в результате выдержки в растворах NACE оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава снижает теплоотдачу материала. В результате этого пропуск импульсного тока вызывает больший нагрев образца, что увеличи-

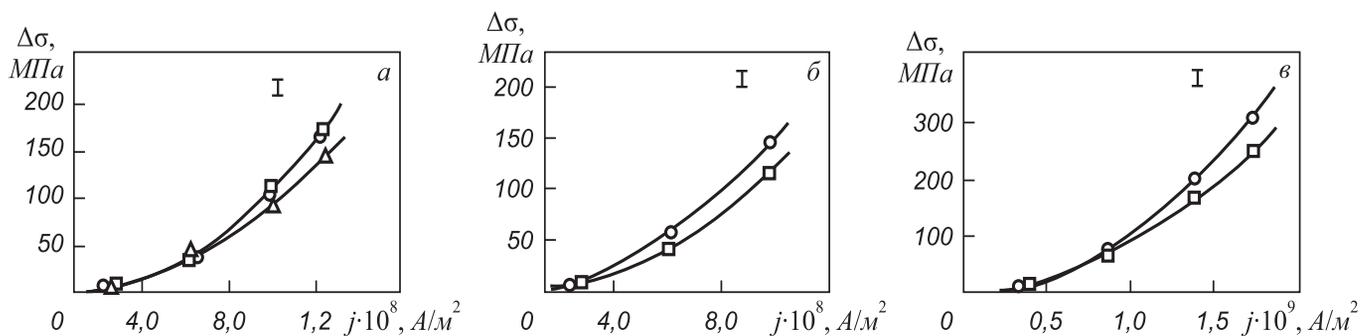


Рис. 1. Зависимость величины сброса механического напряжения от плотности тока в сплаве:

а – АМАГ-200 для образцов, выдержанных в растворе NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S (□) и NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S (○), а также без воздействия среды NACE (Δ); б и в – АМАГ-172 и АМАГ-180 в основном состоянии (○) и после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты (□)

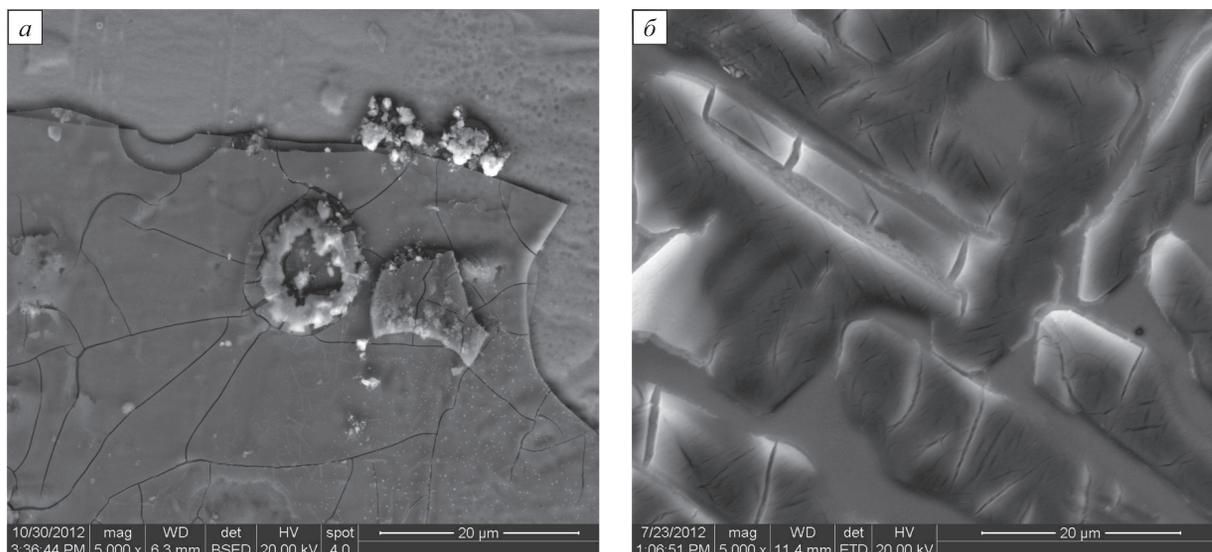


Рис. 2. Оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200 после воздействия растворов NACE (а) и сульфатные образования на поверхности АМАГ-180 после воздействия 20 %-го раствора серной кислоты (б)

вает сброс механического напряжения. На поверхности аморфных сплавов подобной пленки не наблюдается, вследствие этого нагрев образца не изменяется, а следовательно, значения сбросов механического напряжения не изменяются. Выдержка в растворах NACE изменяет свойства поверхности материалов, изменений каких-либо свойств в объеме образцов не зафиксировано.

Во второй части работы исследовано влияние импульсного тока на поведение материалов после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты. Эксперименты показали, что в аморфных сплавах на основе кобальта значения сбросов механического напряжения, вызванные пропусканием импульсного тока, уменьшаются на  $\Delta\sigma \approx 20\%$  в сравнении с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии (рис. 1, б, в). Воздействие 20 %-го раствора серной кислоты на нанокристаллический сплав на основе железа не влияет на величину сбросов механического напряжения.

Уменьшение величины сбросов механического напряжения может быть связано с происходящими поверхностными явлениями. На рис. 2, б представлен вид поверхности образцов после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты. Видно, что выдержка в 20 %-ом растворе серной кислоты аморфных материалов приводит к появлению на их поверхности сульфатных образований, что подтверждается исследованием элементного состава. При концентрации раствора серной кислоты 20 % вся площадь поверхности образца покрыта сульфатными образованиями, толщина которых достигает 3 мкм.

За счет образовавшейся на поверхности сульфатной пленки уменьшается площадь поперечного сечения образца, что приводит к росту сопротивления и уменьшению силы тока. Это вызывает меньший нагрев образца, вследствие чего уменьшается величина сброса

механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока. При этом важно отметить, что после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты аморфные сплавы не теряют своих прочностных свойств.

Металлический кобальт способен поглощать значительные объемы водорода [3], не образуя при этом соединений постоянного состава. Водород, по-видимому, не улетучивается, а остается в поверхностном слое материала, вызывая его охрупчивание, что наблюдается экспериментально.

Выдержка нанокристаллического сплава на основе железа в растворах серной кислоты приводит к образованию питтинговой коррозии (рис. 3). Характерный размер питтинговых ямок составляет 300 – 350 нм глубиной примерно 40 нм. При этом имеет место уменьшение значения предела прочности сплава. Так, например, после воздействия раствора серной кислоты и четырех импульсов тока плотностью  $2 \cdot 10^8 - 2 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup> предел прочности уменьшается на 20 %.

Таким образом, выдержка в среде NACE изменяет структуру поверхности исследуемых сплавов. На поверхности нанокристаллического сплава на основе железа образуется оксидная пленка, не вызывающая существенных изменений сечения образца, но препятствующая его теплообмену с окружающей средой, в результате пропускание импульсного тока приводит к увеличению сброса механического напряжения.

На поверхности аморфных сплавов 20 %-ый раствор серной кислоты образует сульфатные соединения, что приводит к заметному уменьшению площади поперечного сечения образца, вызывает увеличение сопротивления материала, уменьшает силу тока, а значит, приводит к меньшему нагреву образцов. Следовательно, уменьшается величина сброса механической нагрузки.

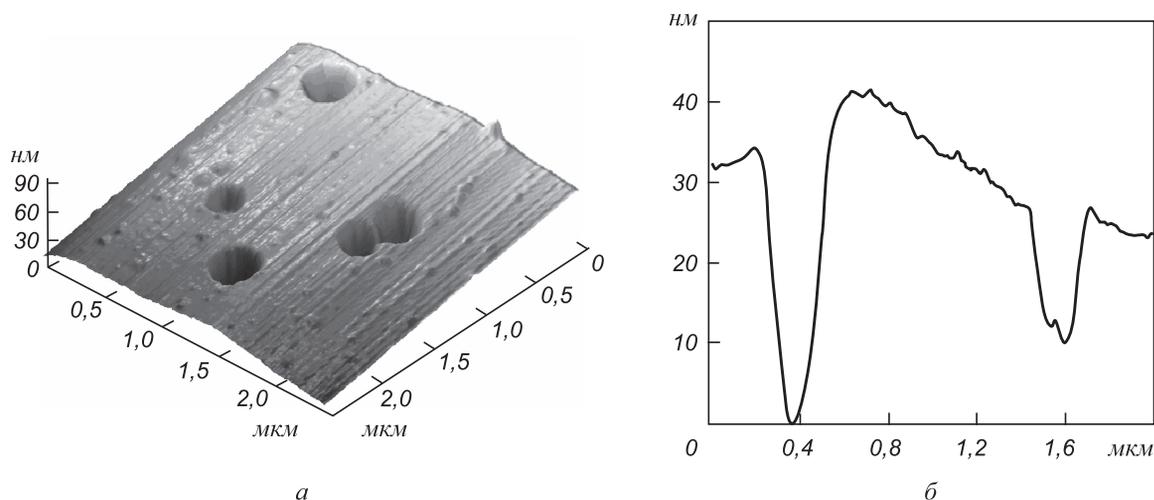


Рис. 3. Питтинговая коррозия на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200

В нанокристаллических сплавах, несмотря на питтинговую коррозию, сохраняется величина сброса механического напряжения при пропускании импульсного электрического тока.

**Выводы.** Изменение величины сброса механической нагрузки, вызванного импульсным током, в исследованных аморфных сплавах на основе кобальта и нанокристаллическом сплаве на основе железа после выдержки в агрессивных средах обусловлено только изменением величины нагрева сплавов.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Батаронов И.Л. // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С. 93 – 99.
3. Большаков К.А. Химия и технология кобальта. – М.: изд. МИТХТ, 1981. – 85 с.

© 2013 г. Т.Н. Плужникова, В.А. Федоров,  
С.А. Сидоров, А.В. Яковлев  
Поступила 21 декабря 2012 г.

УДК 669.245.018:539.216.54-1

**В.А. Хохлов<sup>1</sup>, А.И. Потеев<sup>2</sup>, С.В. Галсанов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Томский государственный университет

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова (г. Томск)

**ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ СЖАТИИ КОНТАКТА И ТРЕНИИ**

**Аннотация.** Исследованы процесс формирования белых слоев при внедрении сферического индентора в упругопластическое полупространство никелида титана, его структурно-фазовое состояние. Показано, что белые слои представляют собой наноструктурную высокодисперсную аустенит-мартенситную систему с высокими прочностью и пластичностью, образующуюся в области гидростатического «ядра» давления.

**Ключевые слова:** никелид титана, поверхностные слои, наноструктура, формирование белых слоев.

**THE FORMATION OF NANOSTRUCTURES IN THE SURFACE LAYERS OF TITANIUM NICKELIDE STATIC COMPRESSION CONTACT AND FRICTION**

**Abstract.** The formation of white layers in the implementation of the spherical indenter in elastic-plastic half-nickel-titanium, its structural-phase state are investigated. It is shown that the white layers are finely nanostructured austenite-martensite system with high strength and plasticity, which was formed in hydrostatic “kernel” pressures.

**Keywords:** of titanium nickelide, surface layers, nanostructures, the formation of white layers.

Никелид титана (TiNi) относится к классу материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ), особенностью которых является изменение фазового состава в усло-

виях термического или силового воздействий. Эти изменения характеризуются прямыми и обратными мартенситными превращениями, в результате которых

исходная аустенитная фаза  $A$  превращается частично или полностью в новую мартенситную фазу с образованием температурного мартенсита  $M$  или мартенсита деформации  $M_d$ . При снятии внешнего воздействия происходит частичное или полное обратное превращение  $M \rightarrow A$  или  $M_d \rightarrow A$ .

В условиях скольжения при тяжелых режимах (давлении, скорости) на поверхностях ряда обычных металлов возникают белые слои, обладающие высокой твердостью и плохой травимостью реактивами. Как было установлено, например на сталях [1], слои представляют собой сложную гетерогенную высокодисперсную структуру, содержащую аустенит, мартенсит и карбиды, которая образуется в результате закалки и отпуска при термоциклировании локальных микроскопических объемов приконтактных областей.

Подобные белые слои были получены и на никелиде титана в сжатом контакте [2], и в условиях трения скольжения [3, 4]. Но глубокого анализа структурно-фазового состояния (СФС) поверхностей соединения TiNi не проводилось. Актуальность же оценки этого состояния очевидна, поскольку свойства поверхностных слоев определяют ход процессов контактного взаимодействия в неподвижном контакте, а также процессов трения и изнашивания. Свойства поверхностных слоев определяют эксплуатационные характеристики ряда реальных конструкций, таких, например, как термомеханические соединения электрических контактов, трубопроводов, крепежных элементов, соединения в медицинских инструментах, в двигателях, где используются материалы с эффектом памяти формы.

Ниже на основе теории мартенситных превращений в сложных условиях нагружения приводятся экспериментально-аналитические результаты исследования белой зоны в никелиде титана, образовавшейся в структуре исходного аустенита в условиях сжатия дискретного контакта и трения скольжения.

Исследовали наиболее распространенный в технике сплав с ЭПФ ТН-1К ( $Ti_{50}Ni_{47,5}Fe_{2,5}$ ) с характерной температурой  $-80^\circ\text{C}$  начала фазовых превращений. Для изучения сжатого контакта применяли метод разрезных образцов [2]. Использовали образцы диам. и высотой 30 мм. В качестве индентора был выбран закаленный шар диам. 20 мм из стали марки ШХ15. Внедрение индентора проводили на машине ЦДМУ с нагрузкой 50 кН.

Исследования трения осуществляли на машине СМТ-1 модели 2070 по схеме неподвижная колодка (образец из сплава ТН-1К диам. 9 мм) – жесткий вращающийся диск (контртело из стали ШХ15). Конструкция рабочего узла машины в авторском варианте позволяла измерять температуру непосредственно вблизи зоны контакта.

Структурно-фазовое состояние и прочностные свойства поверхностных слоев определяли на нанотвердомере «CSEM» под нагрузкой на индентор 5 Н, оптическое увеличение 200.

Термическую обработку всех образцов проводили по режиму формирующего отжига при температуре  $T = 800^\circ\text{C}$  в вакууме с выдержкой в течение 1 ч.

**Исследование СФС сжатого контакта.** Вследствие существования микрогеометрии поверхности физический (фактический) контакт тел под нагрузкой происходит в отдельных микрообластях. Суммарная площадь контакта намного меньше номинальной, а на отдельных его участках возникают давления на порядки больше расчетных или заданных. В контактной механике принято рассматривать процессы, происходящие при силовом воздействии на тела, первоначально на контакте единичных микронеровностей, распространяя впоследствии полученные результаты на дискретный контакт в целом. При этом в расчетной практике единичные микронеровности моделируются телами правильной геометрической формы. Наиболее распространенной является сферическая модель [5].

Рассмотрим процессы фазовых превращений, структурирования и прочностных изменений на примере контакта двух единичных микронеровностей, моделированных сферическими сегментами, одна из которых является жестким телом с конечным радиусом кривизны  $R_1$ , а другая – плоской поверхностью из никелида титана с  $R_2 = \infty$ . В этом случае рассматривается задача о внедрении жесткого сферического штампа (индентора) в упругопластическое полупространство.

Как было показано ранее в работе [6], при внедрении индентора в теле испытуемого материала образуются три области с различными СФС: зона в виде белого слоя, прилегающего ко дну отпечатка; пластическая зона с аустенит-мартенситной ( $A - M_d$ ) структурой и упругодеформированная область с исходным аустенитом. Схематично эти зоны показаны на рис. 1.

Изучение напряженно-деформированного состояния (НДС) и развития пластических зон позволило выявить ряд особенностей деформирования, теорети-

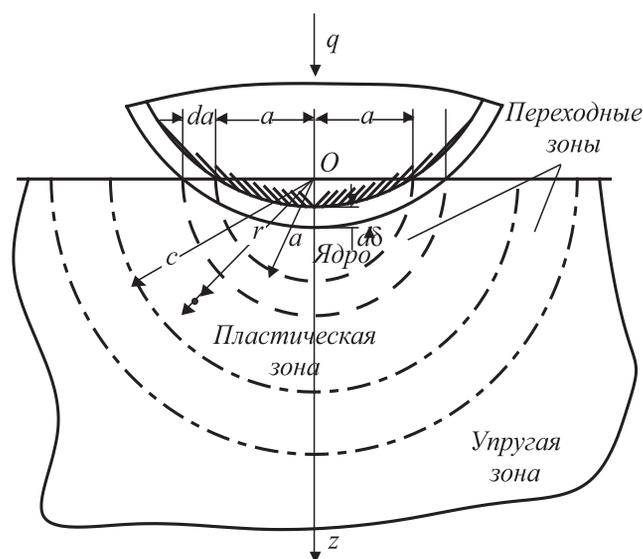


Рис. 1. Модель упругопластического внедрения индентора

чески установленных в работе [7] и подтвержденных экспериментально. К числу этих особенностей относится возникновение некоторого полусферического «ядра» деформации, примыкающего к поверхности контакта (рис. 1), образованного в результате действия гидростатического давления. Внутри этого «ядра» под действием всестороннего сжатия и образуется белый слой (рис. 2, а). За его нижней границей образуются переходная зона и зона со смешанной  $A - M_d$  структурой (рис. 1).

Белый слой обладает рядом свойств:

- повышенной прочностью [6] как и в сталях [1], алюминии [5] и других обычных сплавах;
- не протравливается обычными и специальными химическими реактивами и, соответственно, его СФС не определяется металлографией;
- относительно никелида титана обладает высокой пластичностью [4];
- нагрев деформированного материала до температур 500 °С гомогенизирующего отжига не приводит к существенному изменению его состояния ни в размерах, ни в цвете, ни в структуре, несмотря на реализацию ЭПФ (рис. 2, б), лишь отжиг при температуре 800 °С возвращает слой в исходное состояние  $A$  (рис. 2, в).

Рассмотрим формирование СФС и свойства белого слоя с позиций контактной механики и теории превращений  $A - M_d$  в материалах с эффектом памяти формы. Дадим в первом приближении его характеристику, используя данные по результатам анализа морфологии, прочностных свойств, воздействия температуры, литературных источников и некоторую аналогию с белым слоем, исследованным методами рентгеноструктурного, электронно-микроскопического анализа при трении [1].

Поскольку непосредственное влияние гидростатического давления на фазовое превращение пока неизвестно, считаем, что переходы  $A - M_d$  инициируются сдвиговыми напряжениями  $\tau$  и деформациями, элементы которых проявляются вокруг ядра, да и в самом ядре реально возникает псевдогидростатическое давление. Следует предположить, что гидростатическая компонента напряжений и всестороннее сжатие затормаживают или подавляют переходы  $A - M_d$ , а касательные напряжения способствуют этим переходам. Таким образом, белый слой представляет собой квазиравно-

весную аустенит-мартенситную высокодисперсную нанокристаллическую систему, состоящую из недовозвращенного после снятия нагрузки мартенсита, в большей степени исходного аустенита, а также вторичных структур  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi_3$ . Высокая дисперсность обусловлена высокими сжато-сдвиговыми напряжениями и деформациями. В силу различия параметров решеток аустенита и мартенсита последняя сильно искажает решетку аустенита, что совместно с деформационным упрочнением фаз приводит к значительному повышению прочности.

Важной особенностью белого слоя являются его высокие пластические свойства и прочность. Они проявляются и при внедрении сферического индентора в условиях гидростатического давления, и при скольжении его с трением с образованием фронтальных пластических волн, а также в условиях многократных проходов сферического индентора, когда поверхностные слои испытывают циклические сжатие и разгрузку с элементами растягивающих напряжений. Эти факты были установлены ранее [4, 6] на основе изучения микроструктуры слоя и его физико-механического состояния с точки зрения трещинообразования и поведения в условиях сложных НДС.

Вообще, любые твердофазные химические реакции сопровождаются повышением пластичности и снижением сопротивления деформированию [8]. Аномалии механических свойств проявляются не только в ходе самих превращений под нагрузкой, но и в связи с прошедшим ранее превращением. Существует несколько каналов воздействия фазовых превращений на пластичность, реализуемых в материалах с ПФ, в том числе и в никелиде титана. Это ориентирование зародышей новой фазы вдоль линий напряжений, появление микропластических деформаций в направлении силы из-за изменения объема фаз, активация направленного массопереноса за счет диффузионных процессов, инициированных полями напряжений, за счет перестройки блочной и дислокационной структуры с движением дефектов в сторону приложенных напряжений.

Таким образом, существует целый спектр причин повышения пластических свойств в полях напряжений и деформаций не только в новой  $M_d$ -фазе, но и в исходной аустенитной.

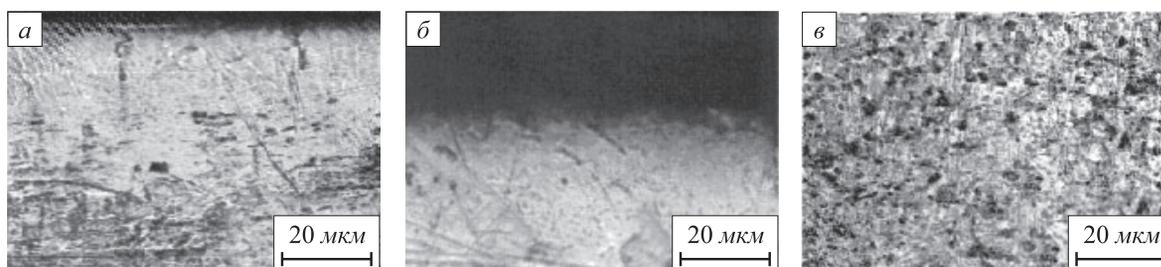


Рис. 2. Структура белого слоя при температуре 20 °С (а), после нагрева до 500 °С (б), исходное аустенитное состояние (в)

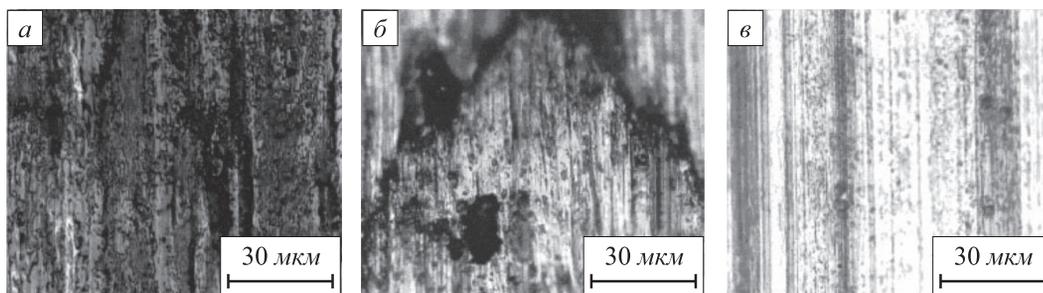


Рис. 3. Поверхности трения образцов сплава ТН-1К:  
 $a - q = 3,15$  МПа,  $v = 0,52$  м/с;  $b - q = 4,72$  МПа,  $v = 1,02$  м/с;  $c - q = 4,72$  МПа,  $v = 1,56$  м/с

### Наноструктурное состояние TiNi при трении.

Особенности формирования белых слоев при трении аналогичны таковым при сжатии без скольжения. Прежде всего это связано с тем, что при скольжении средние нормальные напряжения равны напряжениям в случае внедрения без скольжения [5]. Но поскольку в контакте появляются дополнительные сдвиговые напряжения и деформации, они должны были бы облегчить реакции  $A - M_d$  и увеличить количество мартенсита деформации. Однако увеличение объема  $M_d$  должно тормозиться локальными всплесками температур в зонах физического контакта при трении, так как реальные температуры могут превысить термический порог начала образования мартенсита деформации. Для никелида титана эта температура находится в пределах  $60 - 80$  °С. Тем не менее СФС и свойства в белом слое при скольжении остаются теми же, что и при сжатии. Причем надо учесть, что наноструктурное состояние при трении дискретного контакта возникает лишь на отдельных микро-неровностях при повышенных давлениях  $q$ , средних давлениях и средних скоростях  $v$  скольжения или при больших значениях  $q$  и  $v$ .

На рис. 3 показаны дорожки трения никелида титана со следами белых слоев при различных режимах трения, из которых видно, что по мере увеличения параметров  $q$  и  $v$  толщина белых слоев возрастает.

**Выводы.** Показано, что при вдавливании сферического индентора, моделирующего одну из микро-неровностей дискретного контакта в упругопластическое полупространство из никелида титана, образующиеся белые слои представляют собой высокодисперсную нанокристаллическую структуру, состоящую в основном

из аустенита и мартенсита деформации. Причем большее количество аустенитной фазы вызвано подавлением аустенит-мартенситной реакции гидростатической компонентой тензора напряжений, возникающих в приповерхностных слоях. Образующиеся при трении белые слои имеют ту же природу и состав, но с некоторым изменением соотношения новой и исходной фаз. Это связано, с одной стороны, с появлением дополнительных сдвиговых напряжений, активизирующих процессы аустенит-мартенситных превращений. Но, с другой стороны, локальное повышение температур в зонах физического контакта снижает интенсивность этих превращений.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Любарский И.М., Палатник С.Л. Металлофизика трения. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
2. Хохлов В.А., Закусов А.С., Исаков И.В. – В кн.: Актуальные проблемы современного материаловедения: Труды Всеросс. конф. – Томск: изд. ТПУ, 2009. С. 80 – 84.
3. Тарасов С.Ю. // Перспективные материалы. 1998. № 5. С. 24 – 30.
4. Хохлов В.А., Потеекаев А.И., Галсанов С.В. // Изв. Томского политехн. ун-та. 2012. Т. 321. № 2. С. 112 – 116.
5. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 224 с.
6. Потеекаев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 61 – 64.
7. Show M.G., De Salvo G.J. // Journal of Engineering for Industry. 1970. Vol. 92. № 2. P. 469 – 479.
8. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: изд. ЛГУ, 1987. – 216 с.

© 2013 г. В.А. Хохлов, А.И. Потеекаев, С.В. Галсанов  
 Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 621.179

**В.В. Муравьев<sup>1,2</sup>, О.В. Муравьева<sup>1,2</sup>, Е.Н. Кокорина<sup>2</sup>**<sup>1</sup>Физико-технический институт УрО РАН<sup>2</sup>Ижевский государственный технический университет имени М.Т. Калашникова**АКУСТИЧЕСКАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ И ДЕФЕКТОСКОПИЯ ПРУТКОВ ИЗ СТАЛИ 60С2А ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПРУЖИН С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ\***

**Аннотация.** Исследованы закономерности изменения основных параметров продольных и поперечных волн в прутках из пружинно-рессорной стали 60С2А после термической обработки в различных режимах. Экспериментально получены модули упругости (модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона). Показана реальная чувствительность к дефектам в прутках-заготовках путем зеркально-теневого метода на многократных отражениях с использованием электромагнитно-акустического способа возбуждения и приема ультразвука.

**Ключевые слова:** продольные и поперечные волны, скорость и затухание ультразвуковых волн, электромагнитно-акустическое преобразование, термическая обработка, анизотропия.

**ACOUSTIC STRUCTURAL TESTING AND NONDESTRUCTIVE TESTING OF STEEL RODS (60С2А) IN THE PRODUCTION OF NANOSCALED STRUCTURE SPRINGS**

**Abstract.** The mechanisms of changing of key parameters of longitudinal and shear waves in springsteel rods (60С2А) after different thermal treatment modes are described. The methods presented in the article provide high precise evaluation of such key parameters as wave speed and wave damping, efficiency of electromagnetic acoustic transformation which are used in assessment of elastic characteristics, thermal treatment quality and structure of material in the process of realization of electromagnetic acoustic repeated reflection method. Real flaw sensitivity of shadowgraph method based on repeated reflections under electromagnetic acoustic impulse and receiving of ultrasound tested on steel rods is demonstrated.

**Keywords:** spring steel, nanoscaled structure, electromagnetic acoustic transformation, thermal treatment, nondestructive testing, shadowgraph method, repeated reflections.

При поддержке Роснано с 2010 г. на ООО «НПП «Пружина»» (г. Ижевск) организовано производство цилиндрических пружин сжатия высотой до 1600 мм при диаметре прутка от 8 до 70 мм из сталей 55С2А, 60С2А, 60С2ХА, 60С2ХФА. Навивка винтовых пружин осуществляется по технологической схеме высокотемпературной термомеханической обработки (температура нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) 1020 °С, деформация 20 %, отпуск при 460 °С), позволяющей получить высокий уровень эксплуатационных характеристик за счет формирования сверхмелкозернистой (наноразмерной) субструктуры внутренней (рис. 1, а) и наружной (рис. 1, б) поверхности прутка [1]. При производстве пружин прутковый прокат подвергается множеству технологических операций, существенно изменяющих структуру металла и создающих напряженно-деформированное состояние, при котором накапливаются дефекты и образуются трещины. В качестве примера приведен дефект прутка-заготовки в виде раскатанного загрязнения (рис. 1, в) и соответствующий ему дефект

пружины, унаследованный от заготовки (рис. 1, з). Видно, что в процессе термомеханического воздействия дефект видоизменяется, увеличивается в размерах.

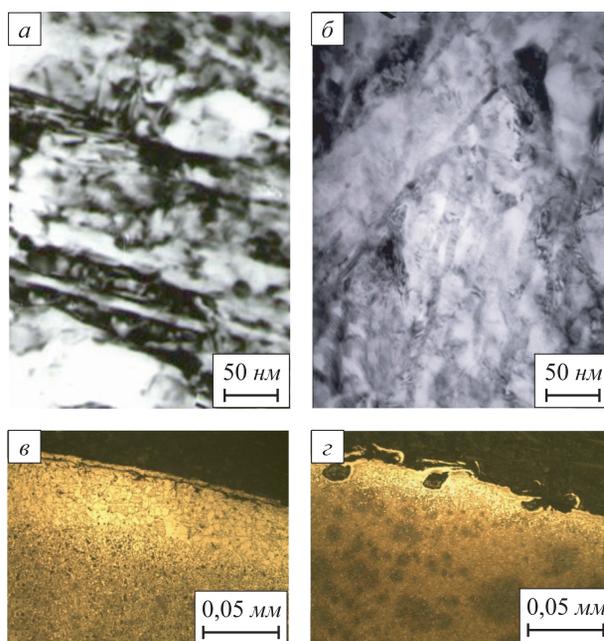


Рис. 1. Мелкодисперсная наноразмерная субструктура материала винтовых пружин – внутренней (а) и наружной (б) поверхности прутка [1], дефекта прутка-заготовки (в) и дефекта, унаследованного от прутка при производстве пружины (з)

\* Работа выполнена при частичной поддержке Программы стратегического развития «ИжГТУ им. М.Т. Калашникова» на 2012 – 2016 гг. (рег. номер ПСР/М2/Н2.5/МВВ); гранта им. Г.А. Тихонова для аспирантов и молодых ученых (рег. номер ГТ-4-12); Программы инициативных проектов фундаментальных исследований, выполняемых в Учреждении УрО РАН в 2012 – 2014 гг. (рег. номер 12-У-2-1013).

Физико-механические свойства материалов после внешних энергетических воздействий и появление в них дефектов выгодно оценивать неразрушающими методами структуроскопии, наиболее эффективным из которых является ультразвуковой [2, 3]. В работах [4, 5] показано, что наиболее чувствительным методом структуроскопии и дефектоскопии материала прутков является зеркально-теневой метод на многократных отражениях, реализованный с помощью электромагнитно-акустического способа возбуждения и приема акустических волн. Основными информативными параметрами при реализации такого метода являются скорость распространения и коэффициент затухания ультразвуковых волн.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния структурных изменений в пружинно-рессорной стали 60С2А на измеряемые характеристики акустических волн и оценка реальной чувствительности к дефектам в прутках-заготовках с использованием зеркально-теневого метода на многократных отражениях.

Для оценки возможностей акустического метода контроля качества термической обработки изготовлены образцы прутков диам. 24 мм и длиной от 150 до 200 мм из стали 60С2А. Режимы термической обработки, измеренные скорости объемных волн и модули упругости исследуемых образцов приведены в таблице.

Структуры исследуемых образцов показаны на рис. 2: образец 1 – металл соответствовал состоянию поставки; остальные образцы изготовлены из материала, полученного при отработке операций технологического цикла производства пружин на стадии термической обработки. Во всех случаях нагрев осуществляли до температуры 870 °С токами высокой

частоты или в электропечи (ЭП). Охлаждение образцов проводили в полимерной закалочной жидкости (ПЗЖ) Ferroquench 2000 с последующими отпусками или без них. Для сравнения выполнена закалка в воде и нормализация с охлаждением на воздухе.

При исследовании использован электромагнитно-акустический способ возбуждения и приема ультразвуковых волн, существенным преимуществом которого является бесконтактность. За счет бесконтактности отсутствуют потери на границе преобразователь – объект контроля и наблюдается меньшее расхождение волны вследствие формирования цилиндрического фронта. Таким образом, можно получить серию многократных отражений, и следовательно, повысить точность измерения параметров скорости и затухания акустических волн и чувствительность зеркально-теневого метода дефектоскопии [4, 5]. Использование специальных систем подмагничивания обеспечивает излучение (прием) поперечных и продольных волн с осевой поляризацией во всех радиальных направлениях по сечению прутка, а также поперечных волн с осевой поляризацией в данном радиальном направлении [6].

В качестве информативных параметров при исследованиях использовали скорость и затухание продольных и поперечных волн. Погрешность определения скорости не превышала 1,0 м/с (или 0,01 %). Полученные значения скоростей объемных волн при известной плотности материала прутка ( $\rho$ ) позволили определить модули упругости среды: модуль Юнга  $E$ , модуль сдвига  $G$ , коэффициент Пуассона  $\nu$ .

По результатам измерения времени распространения волн по диаметру прутка рассчитаны скорости объемных (продольных  $C_l$  и поперечных  $C_t$ ) волн радиальных направлений по сечению, модули упругос-

#### Режимы термической обработки, измеренные скорости объемных волн и модули упругости исследуемых образцов

Образец	Режим термической обработки	$C_l$ , м/с	$C_t$ , м/с	$G$ , ГПа	$E$ , ГПа	$\nu$
1	Нагрев до 870 °С, ЭП, 20 мин; закалка в масле; отпуск 450 °С, 1 ч	5919	3246	82,2	211,2	0,285
2	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 15 с; нормализация	5917	3238	81,8	210,4	0,286
3	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 20 с; закалка в ПЗЖ, 12 %, 25 °С; отпуск 410 °С, 75 мин	5900	3215	80,6	207,9	0,289
4	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 15 с; закалка в воде, 45 °С	5861	3170	78,4	202,8	0,293
5	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 20 с; закалка в ПЗЖ, 12 %, 25 °С	5786	3139	76,9	198,5	0,291
6	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 15 с; закалка ПЗЖ, 6 %, 55 °С	5874	3206	80,2	206,5	0,288
7	Нагрев до 870 °С, ЭП, 35 мин; закалка в ПЗЖ, 11 %, 25 °С	5902	3215	80,6	207,9	0,289
8	Нагрев до 870 °С, ТВЧ, 15 с; закалка в ПЗЖ, 12 %, 25 °С; отпуск 250 °С, 75 мин	–	3219	80,8	–	–

Примечание. ЭП – электропечь; ТВЧ – ток высокой частоты; ПЗЖ – полимерная закалочная жидкость.

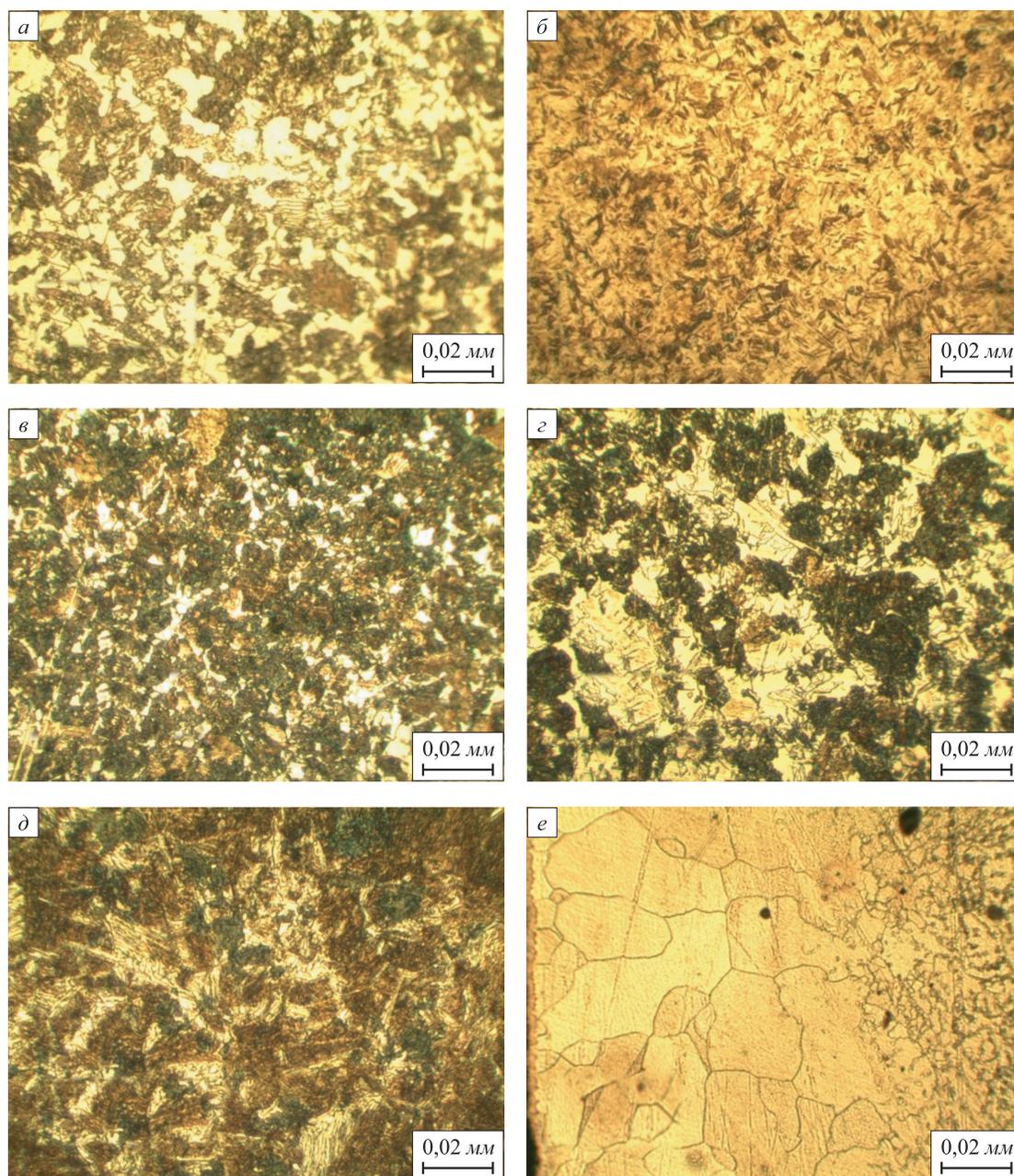


Рис. 2. Структура исследуемых образцов:  
*a* – образец 2; *б* – образец 4; *в* и *г* – образец 6 (центр и край); *д* – образец 8 (центр); *е* – образец 7 (край)

ти в образцах, подвергнутых термической обработке в различных режимах. Данные представлены в таблице.

### Результаты акустической структуроскопии

С увеличением номера образца от 1 до 5 растет жесткость термической обработки, сопровождающаяся увеличением содержания мартенсита в структуре стали. В образце 1 наблюдается микроструктура мелкозернистого перлита, в образце 2 – микроструктура пластинчатого перлита, в образце 3 – микроструктура троостомартенсита балл 3 – 4, в образце 4 – микроструктура мартенсита, в образце 5 – микроструктура мартенсита балл 6 – 7.

Из данных таблицы следует, что скорости распространения продольных и поперечных волн снижаются с увеличением неравновесности структурного состояния и, соответственно, внутренних структурных напряжений, полученных с помощью разных режимов термической обработки (с увеличением номера образца от 1 до 5), что соответствует представлениям работы [7], согласно которым с ростом степени искажений кристаллической решетки и неоднородности в распределении структурных элементов уменьшается скорость распространения ультразвуковых волн.

Наиболее высокие скорости объемных волн, значения модуля Юнга и сдвига и минимальный коэффициент Пуассона наблюдаются в образце 1. Минимальные

значения скоростей волн, модулей Юнга и сдвига среди всех исследованных образцов наблюдаются в образце 5, коэффициент Пуассона в этом образце близок к максимальному. Следует отметить, что к изменениям структуры металла наиболее чувствительным из рассмотренных параметров является скорость поперечной волны (максимальные изменения скорости  $\Delta C_t = 3,3\%$ ,  $\Delta C_l = 2,3\%$ ), при этом изменение модулей упругости составляет  $\Delta G = \Delta E = 6\%$ .

Отмечено, что по разным направлениям в сечении прутка скорости волн существенно отличаются. Изменения скорости могут свидетельствовать о структурной анизотропии вследствие неравномерности охлаждения при погружении в закалочную среду, что характерно для неодновременной закалки по длине прутка. Отличия могут быть также обусловлены эллипсностью прутка по диаметру ( $\Delta D$ ), обусловленному технологией прокатки, о чем свидетельствует одинаковый характер распределения скорости волн по углу по всем сечениям. Среди образцов 1 – 5 анизотропия скорости по разным направлениям сечения прутка незначительна, например, в образцах 1 и 5 она не превышает 6 м/с. Это соответствует отклонению диаметра, не превышающему 50 мкм, что менее предельных отклонений при точности прокатки Б по ГОСТ 14959.

В образцах 6 – 8 с реализованными неравновесными структурами, созданными при отработке режимов с недогревом под закалку и уменьшением скорости охлаждения при закалке ниже критической, структуры неоднородны как по сечению и длине образца, так и по элементам структурных состояний. Микроструктура образца 6 – неравновесная: в сердцевине – мартенсит, сорбит и продукты немартенситного распада (рис. 2, в); по краю – зерна феррита, перлита, ферритная сетка по границам зерен, глубина зоны недогрева 7,4 мм (рис. 2, з). Микроструктура образца 7 – мартенсит, троостит, пластинчатый перлит, мелкозернистый феррит (преобладает), обезуглерожженный слой равномерный по всей окружности прутка глубиной 0,7 мм, крупнозернистый феррит (рис. 2, е). Микроструктура образца 8 – троостит, пластинчатый перлит и мелкозернистый феррит (рис. 2, д), обезуглерожженный слой равномерный по всей окружности прутка глубиной 0,4 мм, крупнозернистый феррит.

Скорости упругих волн, модули Юнга и сдвига образцов 6 – 8 находятся в пределах значений образцов 3 и 4. Наблюдается существенное различие скоростей поперечных волн в разных сечениях по длине образца (0,70, 0,15 и 0,35 % для образцов 6, 7 и 8 соответственно), что является признаком различия структурных состояний по длине образца вследствие неодновременности охлаждения при вертикальном погружении прутка в закалочную среду.

Характерной особенностью неравновесных структур образцов 6 – 8 является существенная анизотропия скорости в зависимости от направления распространения по диаметру прутка, где отклонение скорости достигает 32 м/с в образце 6 и 42 м/с в образце 8.

В образце 8 с неравновесной структурой, характеризующейся наряду с мартенситом наличием продуктов немартенситного распада (троостита, сорбита отпуска) и обезуглерожженного слоя с крупнозернистым ферритом по цилиндрической поверхности, наблюдается наибольшее затухание волн с возможностью их трансформации, проявляющееся в виде кривой с периодическими изменениями огибающей амплитуд сигналов.

### Результаты акустической дефектоскопии

Разработанный метод использован для дефектоскопии партии прутков для производства пружин в количестве 16 штук диам. от 10 до 30 мм различных производителей (ОАО «Ижсталь», ЗАО «Златоустовский МЗ», ЗАО «Омутнинский МЗ», ОАО «Северсталь-Метиз») с различным качеством обработки поверхности. Участки прутков, забракованные указанным методом, и локализованные с точностью  $\pm 1$  мм, были подвергнуты металлографическому анализу с разрезкой вдоль и поперек образцов для оценки реальной чувствительности метода. Обнаруженные дефекты классифицировали в соответствии с ГОСТ 1778 и 21014.

Фото микрошлифов для некоторых типов обнаруженных дефектов представлены на рис. 3: единичное неметаллическое включение округлой формы 0,15×0,15 мм (рис. 3, а); неметаллические включения, вытянутые по направлению волокна (рис. 3, б); мелкие неметаллические включения, расположенные в виде строчек (рис. 3, в); дефект, расположенный под острым углом к поверхности глубиной 0,1 мм (рис. 3, з); включение, вытянутое по направлению волокна длиной 1,5 мм (рис. 3, д); дефекты поверхности, имеющие форму мешка, заполненные окалиной, с глубиной залегания 0,07 мм, зона прилегающая к дефектам обезуглерожжена на глубину 0,12 мм (рис. 3, е); дефекты в форме мешка, поверхность заготовок в местах расположения дефектов обезуглерожжена на глубину до 0,12 мм (рис. 3, ж). Все обнаруженные дефекты согласно классификации являются недопустимыми при производстве пружин.

Следует особо подчеркнуть, что глубина и раскрытие трещин, размеры включений составляют десятые доли от длины акустической волны при использовании разработанного зеркально-теневого метода на многократных отражениях в сравнении с традиционным эхо-методом ультразвукового контроля, позволяющим выявить дефекты, соизмеримые с длиной волны. Высокая чувствительность метода объясняется меньшими потерями энергии при распространении акустической волны вследствие расхождения волны только в одном направлении по образующей прутка, в то время как использование пьезопреобразователей в эхо-методе приводит к расхождению по закону сферической волны.

**Выводы.** Измерения скорости и затухания объемных волн являются тонким инструментом при исследова-

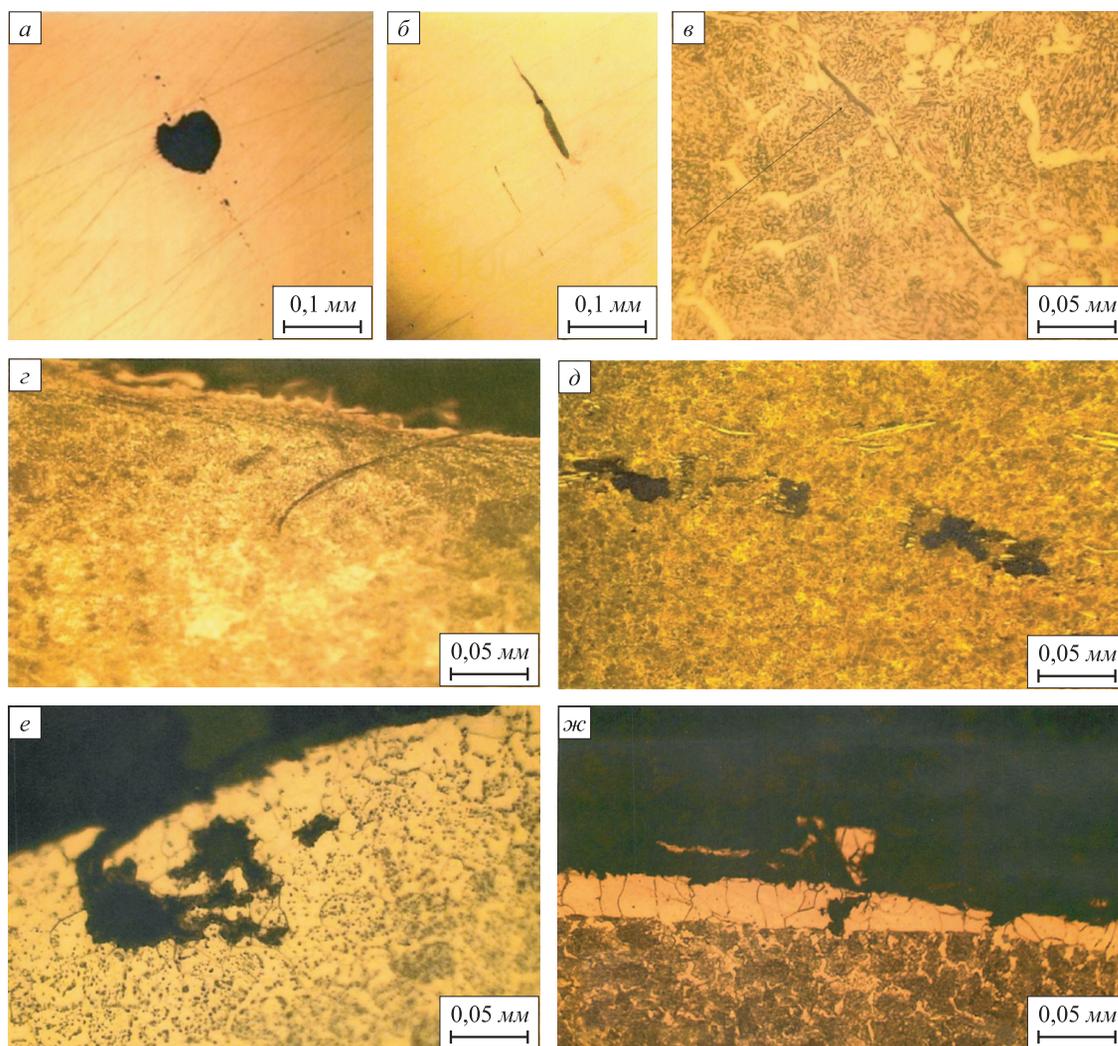


Рис. 3. Микродефекты, обнаруженные на продольных и поперечных микрошлифах забракованных прутков: *а* – силикат недеформирующийся; *б* – сульфиды; *в* – оксиды строчечные; *г* – дефект типа «закат»; *д* – силикаты хрупкие; *е* – раскатанные загрязнения; *жс* – раскатанный пузырь

ниях структурных (наноразмерных) состояний термоупрочняемых сталей, а также при выборе технологий и режимов термической обработки. Исследования реальной чувствительности зеркально-теневого метода на многократных отражениях показали возможность выявления недопустимых при производстве пружин дефектов прутков-заготовок широкого диапазона диаметров и длин при различном качестве обработки поверхности, из сталей различных марок с надежной локализацией внутренних и поверхностных дефектов размерами от 0,1 мм. Существенно, что разработанный метод за счет использования дополнительных информативных параметров (скорости и затухания акустических волн, эффективности электромагнитно-акустического преобразования) позволяет обеспечить возможность выявления отклонений диаметра с погрешностью 0,01 %, оценки структуры, модулей упругости и анизотропии металла не только прутков, но и коротких цилиндрических объектов (например, роликов подшипников) [4].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шаврин О.И. – В кн.: Сб. тр. международной науч.-техн. конф. «Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ '10)». – СПб.: изд. СПбГПУ, 2010. С. 311 – 317.
2. Муравьев В.В., Коробейникова О.В., Платунов А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 44 – 48.
3. Муравьев В.В., Муравьева О.В., Платунов А.В. и др. // Дефектоскопия. 2012. № 8. С. 3 – 15.
4. Муравьев В.В., Муравьева О.В., Кокорина Е.Н. // Дефектоскопия. 2013. № 1. С. 20 – 32.
5. Муравьева О.В., Муравьев В.В., Кокорина Е.Н. // В мире неразрушающего контроля. 2013. № 1. С. 62 – 70.
6. Муравьева О.В., Муравьев В.В., Кокорина Е.Н. и др. // Датчики и системы. 2013. № 2. С. 2 – 9.
7. Муравьев В.В., Муравьева О.В., Стрижак В.А. и др. // Дефектоскопия. 2011. № 8. С. 16 – 28.

© 2013 г. В.В. Муравьев, О.В. Муравьева,  
Е.Н. Кокорина  
Поступила 29 ноября 2012 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

### РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Баранов Е.М., Щукин Е.В., Гребенников А.С., Колесников М.А., Ри Хосен. Состав, микроструктура и особенности железомедных сплавов, полученных в графитовом кристаллизаторе электродуговым способом .....	3
---	---

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Ноздрин И.В., Руднева В.В. Структура и свойства композиционных покрытий никель – наноборид хрома .....	6
Вяткин Г.П., Михайлов Г.Г., Кузнецов Ю.С., Качурина О.И., Дигонский С.В. Системный анализ процессов восстановления оксидов железа в атмосфере водяного газа в присутствии углерода .....	12
Кабаков З.К., Пахолкова М.А. Роль шлака при охлаждении металла в сталеразливочном ковше .....	18
Фастыковский А.Р. Продольная устойчивость полосы при работе системы прокатная клетка – неприводной инструмент .....	21
Исагулов А.З., Куликов В.Ю., Щербакова Е.П., Ковалева Т.В., Исагулова Д.А. Влияние параметров импульсного процесса на качество формы и отливок .....	25
Перетягко В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка валков шаропркатного стана .....	27
Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Старовацкая С.Н., Роор А.В. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С .....	30

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Лавров В.В., Спириин Н.А., Бурькин А.А., Онорин О.П., Косаченко И.Е., Краснобаев А.В., Рыболовлев В.Ю. Разработка моделирующей системы расчета теплообменных процессов и оценки параметров зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов в доменной печи .....	34
--	----

Зимин В.В., Кулаков С.М., Пургина М.В. О системе сбалансированного и согласованного стимулирования для управления ИТ-проектами .....	39
--	----

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Никитин А.Г., Баженов И.А., Витушкин А.В. Влияние угла захвата на производительность дробилок с плоскопараллельным движением щеки .....	43
---	----

### Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

Громов В.Е., Воробьев С.В., Полуносик Е.А. Нано: материалы и технологии .....	45
Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Дябденков В.В., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д. Молекулярно-динамическое исследование структуры тройных стыков границ наклона и границ смешанного типа в никеле .....	46
Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д., Клопотов В.Д., Маркова Т.Н., Морозов М.М. Особенности структурно-фазовых состояний в системе Cu – Pd – Pt .....	50
Панин С.В., Полтаранин М.А., Почивалов Ю.И., Овечкин Б.Б., Панин В.Е. Изнашивание стали 110Г13 с наноструктурированным ультразвуковой обработкой поверхностным слоем. Сообщение 1. Механические свойства и износостойкость .....	54
Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Сидоров С.А., Яковлев А.В. Влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов, обусловленную воздействием импульсного электрического тока .....	59
Хохлов В.А., Потекаев А.И., Галсанов С.В. Формирование наноструктур в поверхностных слоях никелида титана при статическом сжатии контакта и трении .....	62
Муравьев В.В., Муравьева О.В., Кокорина Е.Н. Акустическая структуроскопия и дефектоскопия прутков из стали 60С2А при производстве пружин с наноразмерной структурой .....	66

## CONTENS

### FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT

- Baranov E.M., Shchukin E.V., Grebennikov A.S., Kolesnikov M.A., Ri Hosen.** The composition, microstructure and features of Fe – Cu alloys obtained in carbon mold by arc process ..... 3

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Nozdrin I.V., Rudneva V.V.** Structure and properties of composite coatings of nickel – chromium boride nano ..... 6
- Viatkin G.P., Kyznetsov Yu.S., Kachyrina O.I., Digonskij S.V.** Recovery process of systems analysis of iron oxide in the water gas atmosphere in the presence of carbon ..... 12
- Kabakov Z.K., Paholkova M.A.** Slag role when cooling metal in a casting ladle ..... 18
- Fastykovsky A.R.** Longitudinal stability of the band at the system of rolling stand – non-drive tool ..... 21
- Isagulov A.Z., Kulikov V.Y., Shcherbakova E.P., Kovalyova T.V., Isagulova D.A.** The influence of pulse parameters on the quality of the process and the form of castings ..... 25
- Peretyat'ko V.N., Klimov A.S., Filippova M.V.** Calibrating roll of the ball-rolling mills ..... 27
- Kozurev N.A., Igyshv V.F., Kryuckov R.E., Starovatskaya S.N., Roor A.B.** The influence of flux AN-60 with carbon-fluorine additive on the quality of weld steel 09G2S ..... 30

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND FERROUS METALLURGY AUTOMATIZATION

- Lavrov V.V., Spirin N.A., Burikin A.A., Onorin O.P., Kosachenko I.E., Krasnobaev A.V., Rybolovlev V.Yu.** The development of the modeling system of the calculation of heat exchange processes and estimation of parameters of the zone of viscoplastic state of iron metal materials in blast furnace ..... 34

- Zimin V.V., Kulakov S.M., Purgina M.V.** About balanced and coordinated stimulation system for IT-project management ..... 39

### BRIEF COMMUNICATIONS

- Nikitin A.G., Bazhenov I.A., Vitushkin A.V.** Impact on the performance of the capture angle grinders with a plane-parallel movement of jaw ..... 43

### Topical collection of articles

#### «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE»

- Gromov V.E., Vorobiev S.V., Polynosic E.A.** Nano: materials and technologies ..... 45
- Poletaev G.M., Dmitrienko D.V., Diabdenkov V.V., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D.** Molecular-dynamics research of structure of triple junctions of tilt boundaries and mixed-type grain boundaries in nickel ..... 46
- Potekaev A.I., Starostenkov M.D., Klopotov V.D., Markova T.N., Morozov M.M.** The features of structure-phase states in Cu – Pd – Pt system ..... 50
- Panin S.V., Poltaranin M.A., IvanovYu.F., Pochvalov Yu.I., Ovechkin B.B., Panin V.E.** The effect of nanostructuring surface layer in tribocontact under wearing of 110Mn13 steel subjected to ultrasonic surface straining ..... 54
- Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Sidorov S.A., Yakovlev A.V.** The influence of aggressive media on the deformation of amorphous and nanocrystalline alloys from exposure to pulsed electric current ..... 59
- Khokhlov V.A., Potekaev A.I., Galsanov S.V.** The formation of nanostructures in the surface layers of titanium nickelide static compression contact and friction ..... 62
- Muravyov V.V., Muravyova O.V., Kokorina E.N.** Acoustic structural testing and nondestructive testing of steel rods (60C2A) in the production of nanoscaled structure springs ..... 66

---

Подписано в печать 23.04.2013. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3914.

---

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