

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)

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

E-mail: ferrous@misis.ru

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

E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

В.Н. Попов, А.Н. Черепанов, В.О. Дроздов

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск)

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДИФИЦИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ*

Аннотация. Проведено численное моделирование процесса модифицирования поверхностного слоя металла тугоплавкими наноразмерными частицами с помощью импульсного лазерного излучения с учетом зависимости поверхностного натяжения от концентрации поверхностно-активного вещества в расплаве. Получена оценка влияния поверхностно-активной примеси на характер формирующихся течений, распределение частиц модифицирующего вещества и процесс кристаллизации расплава.

Ключевые слова: модифицирование, наноразмерные тугоплавкие частицы, импульсное лазерное излучение, конвективный теплоперенос, численное моделирование.

THE MODELING OF CONVECTIVE HEAT AND MASS TRANSFER IN LASER METAL PROCESSING WITH THE USE OF MODIFIER MATERIALS

Abstract. A numerical simulation of the modifying process of the surface layer of refractory metal nanoparticles using pulsed laser radiation with the surface tension depends on the presence of a surfactant in the melt. An estimate of the influence of surface-active impurities on the nature of the emerging trends, the distribution of the particles of the modifying agent and the crystallization of the melt have been received.

Keywords: modification, nano-sized refractory particles, pulsed laser radiation, convective heat and mass transfer, numerical simulation.

Процессы, происходящие в поверхностном слое металла при воздействии лазерного импульса, изучаются уже продолжительное время [1, 2]. Известно, что одним из главных факторов, определяющих эффективность модифицирования, является термокапиллярная конвекция, способствующая гомогенному распределению модифицирующих добавок, предварительно нанесенных на поверхность металла в виде суспензии или слоя порошка и проникающих в ходе подплавления в расплав. В работах [3, 4] рассмотрено влияние растворенных в расплаве поверхностно-активных веществ (ПАВ) на структуру течений в образующейся жидкой лунке и показано повышение однородности распределения легирующих добавок в объеме расплава [4].

Обеспечение высоких механических и прочностных свойств модифицированных поверхностей во многом обуславливается макро- и микроструктурой металла, затвердевшего после прекращения лазерного импульса. Высокие дисперсность и однородность кристаллических зерен благоприятно сказываются на качестве обработки. Одним из перспективных способов решения этой задачи является модифицирование расплава наноразмерными модификаторами, в качестве которых могут быть использованы специально подготовленные

частицы тугоплавких соединений (карбиды, нитриды, карбонитриды и др.) [5]. При этом увеличение дисперсности частиц позволяет при сохранении их массы увеличивать количество центров кристаллизации, а следовательно, измельчать структурные составляющие затвердевшего металла и повышать однородность покрытий.

В настоящей работе с использованием численного моделирования исследуется распределение модифицирующего материала, проникающего в металлическую подложку с ее поверхности при импульсном лазерном воздействии; анализируется характер течений, переносящих модифицирующие наноразмерные частицы, в зависимости от наличия поверхностно-активного вещества в металле, а также процессы зарождения и роста твердой фазы; сформулирована математическая модель, описывающая разогрев металла, его плавление, тепло- и массоперенос в расплаве и затвердевание после окончания импульса.

В качестве объекта исследований рассматривается низкоуглеродистый сплав железа с различным содержанием серы, являющейся поверхностно-активным веществом.

Рассматривается воздействие импульсного лазерного луча с фокусным пятном радиуса r_0 на металлическую подложку. Продолжительность импульса составляет t_n ; плотность интенсивности импульса описывается распределением Гаусса. Поверхность подложки покрыта

* Работа выполнена в рамках партнерского интеграционного проекта ИМАШ УрО РАН – ИТПМ СО РАН № 4 и при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований № 11-08-00814-а.

слоем специально подготовленных модифицирующих наночастиц тугоплавкого соединения, которые служат активными центрами кристаллизации. Под воздействием лазерной энергии металл разогревается и плавится. Фазовый переход происходит при температуре плавления материала подложки (T_m). В образовавшейся и увеличивающейся со временем жидкой лунке развивается конвекция под действием капиллярных и термогравитационных сил. Хорошо смачиваемые наночастицы под действием конвективных потоков проникают в глубь проплавленной лунки. Учитывается условие прилипания на фронте кристаллизации, отражающее факт молекулярного сцепления между поверхностью твердого тела и вязкой жидкостью.

После завершения импульса за счет отвода тепла в неразогретый материал подложки и за счет теплообмена с окружающей средой происходит остывание расплава и его объемно-последовательная кристаллизация в предположении, что все проникшие наночастицы являются ее центрами. Границы r_g и z_g рассматриваемой области расчета выбраны таким образом, чтобы их положение не оказывало влияния на исследуемые процессы.

Для упрощения задачи считается, что теплофизические характеристики жидкой, твердой и двухфазной сред одинаковые и не зависят от температуры. Массовое содержание частиц m_p , проникающих в расплав, мало ($m_p \leq 0,05\%$), диаметр частиц d_p много меньше характерного размера жидкой лунки, так что влиянием включений на физические параметры расплава можно пренебречь. Количество растворенных примесных компонентов в расплаве незначительно, так что можно не учитывать их влияние на температуру фазового перехода, полагая $T_m = \text{const}$. Плавление металла рассматривается в приближении Стефана с использованием эффективной теплоемкости. Предполагается, что при рассматриваемых режимах нагрева небольшие величины конвективных скоростей обуславливают плоскую форму свободной поверхности жидкости [6].

Запишем математическую формулировку рассматриваемой задачи в безразмерных величинах. Распределение температурного поля в твердом и жидком материале подложки описывается уравнением конвективного теплопереноса в цилиндрической системе координат

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} + (\nabla u)\theta = \frac{1}{Pr} \nabla^2 \theta + St \frac{df_s}{\partial t}, \quad 0 \leq r \leq r_g, \quad -z_g \leq z \leq 0, \quad (1)$$

где θ – температура; t – время; $Pr = \nu/a$ – число Прандтля; ν – кинематическая вязкость расплава; a – теплопроводность; u – вектор скорости в расплавленном металле с компонентами u и w в радиальном r и вертикальном z направлениях соответственно (в твердом металле $u \equiv 0, w \equiv 0$); $St = \kappa/(c_p T_m)$ – число Стефана; κ – удельная теплота плавления; c_p – удельная теплоемкость; f_s – доля твердой фазы в материале (безразмерные параметры определяются с помощью характерного

размера r_0 , скорости $v_0 = v/r_0$, времени $t_0 = r_0/v_0$ и температуры T_m : $r = r/r_0, z = z/r_0, u = u/v_0, w = w/v_0, t = t/t_0, q = T/T_0$).

При плавлении материала скорость v_n каждой точки границы расплав – твердая фаза $f(r, z, t)$ определяется условием

$$St v_n = \frac{1}{Pr} \left(\left. \frac{\partial \theta}{\partial n} \right|_{\theta=1-} - \left. \frac{\partial \theta}{\partial n} \right|_{\theta=1+} \right),$$

где n – единичный вектор нормали.

При затвердевании предполагается, что все наночастицы являются центрами кристаллизации; тогда доля твердой фазы f_s в двухфазной зоне расплава определяется [7] из соотношения $f_s = 1 - \exp\{-\Omega N_p\}$. Объем растущего зародыша, возникшего в момент времени $t = \xi$, определяется зависимостью

$$\Omega(r, z, t - \xi) = \frac{4\pi}{3} \left[r_p + K_v \int_{\xi}^t (T_m - T) d\xi \right]^3,$$

где N_p – число наночастиц в единице объема расплава; $r_p = d_p/2$; K_v – эмпирическая константа.

Граничные условия для уравнения (1):
– на оси симметрии

$$\frac{\partial \theta}{\partial r} = 0, \quad r = 0, \quad -z_g \leq z \leq 0; \quad (2)$$

– на внешней боковой границе расчетной области

$$\frac{\partial \theta}{\partial r} = 0, \quad r = r_g, \quad -z_g \leq z \leq 0; \quad (3)$$

– на верхней границе ($z = 0$) при нагреве от источника $t \leq t_n$

$$\frac{\partial \theta}{\partial z} = q(r), \quad 0 \leq r \leq 1; \quad \frac{\partial \theta}{\partial z} = \alpha(\theta_c - \theta), \quad 1 \leq r \leq r_g; \quad (4a)$$

– после завершения импульса ($t > t_n$)

$$\frac{\partial \theta}{\partial z} = \alpha(\theta_c - \theta), \quad 0 \leq r \leq r_g; \quad (4b)$$

– на нижней границе расчетной области

$$\frac{\partial \theta}{\partial z} = 0, \quad 0 \leq r \leq r_g, \quad z = -z_g; \quad (5)$$

здесь $\alpha = \alpha_0 r_0 / \lambda$; $q(r) = q_0 \exp(-2r^2) r_0 / (\lambda T_m)$; $\alpha_0 = \varepsilon \sigma_0 \times (T^2 + T_c^2)(T + T_c)$; $q(r)$ – плотность мощности теплового источника (в безразмерном виде); σ_0 – постоянная Стефана-Больцмана; λ и ε – теплопроводность и степень черноты материала подложки; q_0 – максимальная плотность мощности потока; T_c – температура окружающей среды ($\theta_c = T_c/T_m$).

При плавлении металла в области $\theta > 1$ с границей расплав – твердая фаза $f(r, z, t)$ течение в жидкости описывается уравнениями Навье-Стокса в приближении Буссинеска

$$\frac{\partial u}{\partial t} + (\nabla u)u = -\nabla p + \nabla^2 u + kGr(\theta - 1); \quad \nabla u = 0; \quad (6)$$

здесь $p = p/p_0$ – давление; $p_0 = \rho v_0^2$; ρ – плотность материала подложки; $Gr = \beta_p g r_0^3 T_m / \nu^2$ – число Грасгофа; g – ускорение свободного падения; β_p – коэффициент объемного теплового расширения расплава; k – единичный вектор вдоль координатной оси z .

Граничные условия для уравнений (6):

– на поверхности расплав – твердая фаза $f(r, z, t)$

$$u = 0, w = 0; \quad (7)$$

– на оси симметрии $r = 0, -z_f(t) \leq z \leq 0$ (здесь $-z_f(t)$ – координата границы фазового перехода)

$$u = 0, \frac{\partial w}{\partial r} = 0; \quad (8)$$

– на поверхности жидкости $z = 0, 0 \leq r \leq r_f(t)$

$$\frac{\partial u}{\partial z} = \frac{Mn}{Pr} \frac{\partial \theta}{\partial r}, w = 0; \quad (9)$$

здесь $r_f = r_f(t)$ – радиус лунки расплавленного металла на свободной поверхности; $Mn = \frac{(\frac{\partial \sigma}{\partial T}) T_m r_0}{\rho \nu a}$ – число Марангони; σ – поверхностное натяжение.

При численном моделировании процессов конвекции в жидких металлах и сплавах изменение поверхностного натяжения в зависимости от концентрации растворимых компонентов обычно не учитывается [3]. Однако при наличии в расплаве поверхностно-активных веществ зависимость величины $\partial \sigma / \partial T$ от изменения концентрации ПАВ может быть существенной, поэтому для описания поверхностного натяжения воспользуемся эмпирической формулой [8]

$$\sigma = \sigma_0 - k_\sigma (T - T_m) - TR \Gamma_s \ln(1 + KC_s);$$

$$K = S_l \exp\left(\frac{-\Delta H^\circ}{RT}\right);$$

здесь σ_0 – поверхностное натяжение в чистом металле в точке плавления; $k_\sigma = -\partial \sigma_0 / \partial T$ – температурный градиент поверхностного натяжения для чистого металла; R – универсальная газовая постоянная; C_s – концентрация примеси ПАВ на поверхности расплава; S_l – константа, соответствующая энтропии сегрегации; ΔH° – стандартная теплота адсорбции; Γ_s – избыток примеси в поверхностном слое на единицу площади.

Тогда можно записать

$$\frac{\partial \sigma}{\partial T} = -k_\sigma - R \Gamma_s \ln(1 + KC_s) - \frac{KC_s}{1 + KC_s} \frac{\Gamma_s \Delta H^\circ}{T}. \quad (10)$$

Из этого выражения следует, что при $\Delta H^\circ < 0$ величина $\partial \sigma / \partial T$ может быть не только меньше, но и больше нуля в зависимости от соотношения величин T и C_s .

Начальные условия для уравнения теплопереноса (1)

$$\theta = \theta_0, \quad (11)$$

для уравнения (6) в только что расплавившемся металле

$$u = 0, w = 0. \quad (12)$$

Предполагается, что хорошо смачиваемые модифицирующие частицы под действием конвективных потоков проникают в поверхностный слой расплавленного металла. Движение и распределение наночастиц в расплаве оценивали с помощью M -маркеров, начальное положение которых описывается координатами (r_m^0, z_m^0) , $0 \leq r_m^0 \leq 1, z_m^0 = -r_p, m = 1, \dots, M$. Маркеры перемещаются в соответствии с локально осредненными скоростями в ближайшей окрестности каждого. После завершения лазерного импульса решение задачи продолжали до момента полного затвердевания материала подложки. Конвективное перераспределение маркеров происходило только в расплаве, а в затвердевшей области фиксировали последние вычисленные координаты. Отметим, что результатом решения такой задачи может быть только качественная картина, так как не рассматривается подробно механизм взаимодействия с расплавом частиц модифицирующего вещества, расположенных на поверхности подложки.

Численные исследования проводили при следующих параметрах: $r_0 = 0,001$ м; $z_g = 0,0006$ м; $r_g = 0,0015$ м; $t_H = 0,004$ с; $T_c = 300$ К; $T_0 = 300$ К; $q_0 = 4 \cdot 10^8$ Вт/м². Теплофизические свойства сплава: $\rho = 7065$ кг/м³; $c_p = 787$ Дж/(кг·К); $\lambda = 27$ Вт/(м·К); $\kappa = 2,77 \cdot 10^5$ Дж/кг; $T_1 = 1775$ К; $\nu = 8,5 \cdot 10^{-7}$ м²/с; $k_\sigma = 4,3 \cdot 10^{-4}$ Н/(м·К); $\beta_p = 1,18 \cdot 10^{-4}$ 1/К; $\varepsilon = 0,5$; $R = 8314,3$ Дж/(кг·моль·К); $S_l = 3,18 \cdot 10^{-3}$; $\Gamma_s = 1,3 \cdot 10^{-8}$ кг·моль/м²; $K_v = 0,025$ м/(с·К); $\Delta H^\circ = -1,88 \cdot 10^8$ Дж/(кг·моль); $d_p = 10^{-7}$ м; $N_p = 2,0 \cdot 10^{18}$ 1/м³ [3, 8]. Рассматриваемые объемы серы в железе C_s – ноль и 0,02 % (от массы), $M = 100$.

На рис. 1, 2 представлены результаты решений задачи при различных (0 и 0,02 %) концентрациях поверхностно-активного вещества в расплаве и одинаковых прочих параметрах. В случае постоянного значения $\partial \sigma / \partial T$ при $C_s = 0$ (рис. 1, а, б) определено, что с момента подплавления подложки в области максимального воздействия теплового источника в расплаве вблизи свободной поверхности существует расходящееся от центра течение, которое у границы фазового перехода формирует интенсивный нисходящий поток. В цент-

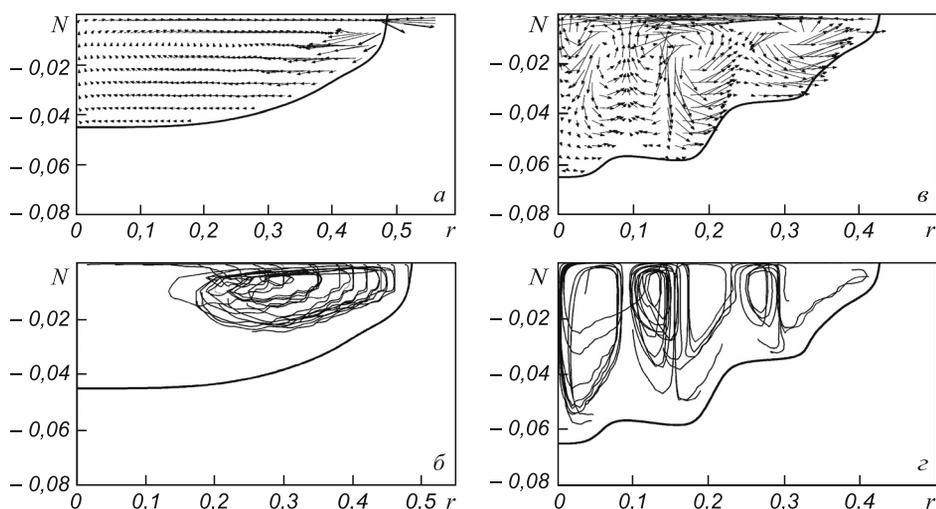


Рис. 1. Поле скоростей (а, в), траектории и распределение маркеров (б, г) в расплаве в отсутствии (а, б) и при наличии (в, г) ПАВ (на а, в стрелками показано направление потока, а длина стрелок характеризует интенсивность потока)

ральной части лунки происходит восходящее движение жидкости. По мере прогрева подложки размер лунки увеличивается, ее форма и структура течения в ней сохраняются. На рис. 1, а показано поле скоростей в расплаве в момент завершения лазерного импульса. Существующая структура течения приводит к тому, что модифицирующие частицы не проникают в расплав в центральной области лунки, а переносятся к фазовой границе, где с помощью нисходящего потока проникают на глубину до 30 мкм (рис. 1, б). В ходе численных экспериментов определено, что при $0 < C_s \leq 0,01$ % характер течений и распределение модифицирующих частиц существенно не менялись и оставались близкими к рассмотренному варианту.

На рис. 1, в, г приведены результаты, полученные при $C_s = 0,02$ %. Из расчетов следует, что к моменту прекращения импульса вдоль свободной поверхности жидкости имеет место существенная немонотонность параметра $\partial\sigma/\partial T$, приводящая к возникновению пяти тороидальных вихрей (рис. 1, в). Такая структура течения способствует переносу тепла в глубь расплава к границе фазового перехода, что существенно изменяет ее форму, а также к гомогенному распределению модифицирующих частиц во всем объеме лунки (рис. 1, г).

Для второго варианта задачи рассмотрим процессы охлаждения и кристаллизации расплава. Полагаем, что объемная концентрация наночастиц в расплаве составляет $N_p = 2,0 \cdot 10^{18}$ 1/м³, что при их диаметре 10^{-7} м соответствует оптимальному количеству порошка примерно 0,04 % (по массе) для модифицирования металлов [5]. За время кристаллизации (1,3 мс) распределение модифицирующих наноразмерных частиц существенно не меняется. На рис. 2 показано изменение температуры (а) и положение границы фазового перехода (б) вдоль оси z в подложке при $r = 0$ по завершению импульса до момента затвердевания материала. После отключения источника энергии температурные

градиенты в жидкости уменьшаются, интенсивность конвекции снижается, металл остывает и затвердевает, чему способствует низкая начальная температура подложки. Отметим значительный перегрев расплава вблизи фазовой границы в центральной части лунки к моменту завершения импульса (рис. 2, а), что определяется нисходящим течением, переносящим тепло с поверхности (рис. 1, в). На отвод этого тепла требуется время, чем объясняется задержка в движении границы фазового перехода (рис. 2, б). После снятия перегрева в металле начинается объемно-последовательная кристаллизация в направлении к поверхности подложки.

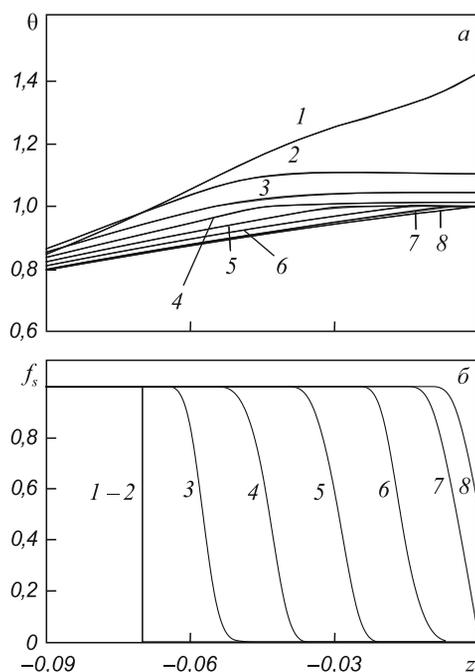


Рис. 2. Изменение температуры (а) и доли твердой фазы (б) в подложке при затвердевании расплава при различных значениях $t - t_{\text{п}}$, мс: 1 – 0; 2 – 0,20; 3 – 0,40; 4 – 0,60; 5 – 0,80; 6 – 1,00; 7 – 1,20; 8 – 1,26

Толщина двухфазной зоны может достигать 10 мкм.

На рис. 3 представлены изменения температуры (*a*) и доли твердой фазы (*b*) в различных точках расплава на оси *z* при $r = 0$ в зависимости от разности времени достижения равновесной температуры кристаллизации и времени затвердевания материала, иллюстрирующие кинетику кристаллизации.

По результатам расчетов определено, что значения времени метастабильного состояния, когда доля кристаллической фазы практически равна нулю, существенно отличаются при затвердевании металла в глубине жидкой лунки (0,008 мс) и на ее поверхности (0,35 мс). Переохлаждение, темп кристаллизации и время затвердевания меняются от точки максимального проплавления к свободной поверхности жидкого металла (рис. 3, *a*, *b*). Кинетика кристаллизации характеризуется наличием переохлаждения расплава при зарождении твердой фазы (рис. 3, *a*). Наибольшие значения переохлаждений определены в глубине жидкой лунки, где они достигают 1 К. На свободной поверхности расплавленной подложки переохлаждение меньше (около 0,5 К). Все эти особенности можно объяснить постепенно снижающейся скоростью охлаждения, так как тепло отводится в затвердевший разогретый металл.

Как показали численные расчеты, возможный учет гомогенного зарождения кристаллов при наличии в расплаве высокоактивированных наночастиц никак не сказывается на кинетике кристаллизации. Это связано с тем, что при реальных скоростях охлаждения необходимые условия для возникновения такого типа зародышеобразования не достигаются.

Так как не рассматривается механизм взаимодействия с расплавом частиц модифицирующего вещества, расположенных на поверхности подложки, то получаем качественное решение задачи. Очевидно, что не все наночастицы будут центрами кристаллизации, однако присутствие ПАВ в расплаве влияет на проникновение их большого количества на значительную глубину, процессы теплопереноса и кристаллизации, что способствует измельчению структурных составляющих затвердевшего металла для повышения его однородности.

Выводы. Поверхностно-активные вещества, являясь растворенными компонентами расплава, эффективно воздействуют на структуру течения расплава и способствуют однородному распределению модифицирующей добавки в объеме жидкометаллической ванны. Следовательно, поверхностно-активные вещества, вводимые в расплав в композиции с модифицирующими наночастицами, могут быть использованы как один из механизмов управления процессами кристаллизации

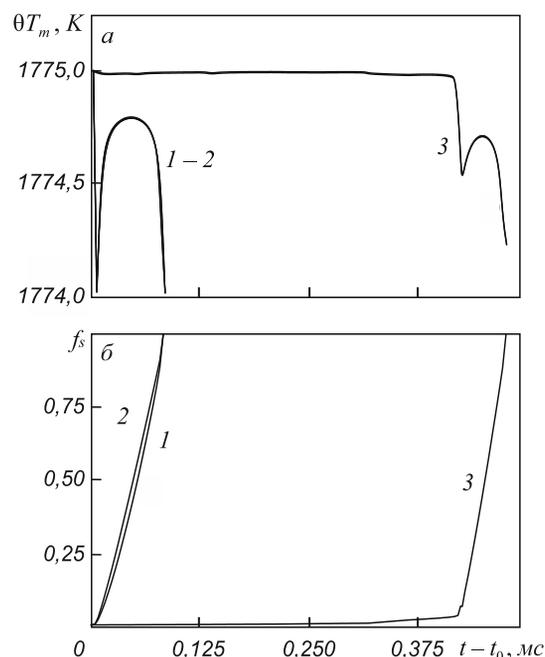


Рис. 3. Изменение температуры (*a*) и доли твердой фазы (*b*) в затвердевающем расплаве в точке максимального проплавления (1), на поверхности подложки (3) и между этими точками (2) (t_0 – время остывания металла до равновесной температуры кристаллизации в рассматриваемой точке)

для улучшения качества поверхностного слоя металла при его обработке лазерным лучом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Веденов А.А., Гладуш Г.Г. Физические процессы при лазерной обработке материалов. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208 с.
2. Майоров В.С. – В кн.: Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. С. 439 – 469.
3. Ehlen G., Ludwig A., Sahm P.R. // Metall. Mater. Trans. A. 2003. Vol. 34A. P. 2947 – 2961.
4. Попов В.Н., Цивинский М.Ю., Цивинская Ю.С. // Математическое моделирование. 2012. Т. 24. № 3. С. 87 – 96.
5. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В.П. Сабуров, Е.Н. Еремин, А.Н. Черепанов, Г.Н. Миннеханов. – Омск: изд. ОмГТУ, 2002. – 212 с.
6. Höche D., Müller S., Rapin G. et al. // Metall. Mater. Trans. B. 2009. Vol. 40. № 4. P. 497 – 507.
7. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования слитка. – М.: Машиностроение, 1979. – 335 с.
8. Sahoo P., Deb Roy T., McNallan M.J. // Metall. Trans. B. 1988. Vol. 19B. P. 483 – 491.

© 2013 г. В.Н. Попов, А.Н. Черепанов, В.О. Дроздов
Поступила 28 марта 2013 г.

УДК 669.046:621.74.04

*Е.В. Протопопов¹, Ю.А. Селезнев¹, А.Н. Черепанов²,
Д.В. Фойгт³, Р.С. Айзатулов³, Л.А. Ганзер¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск)

³ ОАО «ЕВРАЗ объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕТАЛЛА НАНОПОРОШКОВЫМИ МАТЕРИАЛАМИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА СЛЯБОВОЙ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ*

Аннотация. Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми материалами на качество слябовой непрерывнолитой заготовки показало, что введение в промежуточный ковш МНЛЗ порошковой ленты с наполнителем из карбонитрида титана снижает ликвацию химических элементов по сечению заготовки, повышает химическую и структурную однородность, сокращает область дендритного строения слитка, уменьшает развитие дефектов макроструктуры, повышает плотность и механические свойства литой стали.

Ключевые слова: модифицирование, нанопорошковые материалы, слябовая непрерывнолитая заготовка, ликвация элементов, плотность, дефекты макроструктуры, механические свойства.

METAL MODIFICATION WITH NANOPOWDER MATERIALS FOR THE QUALITY OF SLAB CONTINUOUS CASTING IMPROVEMENT

Abstract. Investigation of the influence of the modification with metal nanopowder materials on the quality of slab continuous casting showed that the introduction of an intermediate ladle MNLZ powder tapes filled with titanium carbonitride reduces the segregation of chemical elements in the cross section, increases its chemical and structural homogeneity, reduces zone of the dendritic structure of the ingot, reduces development macrostructure defects, increases the density and mechanical properties of cast steel.

Keywords: modification, nanopowder materials, slab continuous casting, segregation of elements, density, macrostructure defects, mechanical properties.

Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми материалами на качество металлопродукции показало, что введение в расплав микродобавок ультрадисперсных керамических порошков перед кристаллизацией значительно улучшает характеристики структуры и свойств литого и деформированного металла [1 – 4].

При получении слябовой заготовки в условиях разливки на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) ККЦ 2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» разливают в основном низкоуглеродистые низкокремнистые стали, раскисленные алюминием. Неметаллические включения, образующиеся при этом, представляют собой соединения оксида алюминия $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ или соединения оксида алюминия с другими оксидами в стали. Включения этого типа представляют собой высокодисперсную фазу, которая при распределении включений приводит к возникновению крупных дефектов и снижению раскисленных коэффициентов стали.

В условиях текущего производства в ККЦ 2 проведена опытно-промышленная кампания разливки на МНЛЗ стали С063 в заготовки сечением 250×1250 мм, при этом металл опытных заготовок при разливке модифицировали нанопорошковыми инокуляторами

(НПИ) в виде карбонитрида титана с размером частиц 0,015 – 0,040 мкм. Предварительно НПИ получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в плакирующей матрице из углеродистой стали $\text{TiC}_x\text{N}_y\text{-Fe}$, гранулировали и закатывали в порошковую ленту. В процессе обработки металла порошковую ленту вручную вводили в пространство между защитными трубами промежуточного ковша, а металл, разливаемый без НПИ, использовали в качестве сравнительного.

Параметры разливки опытных плавок на МНЛЗ: температура ликвидуса стали 1527 – 1528 °С; температура металла в промежуточном ковше 1557 – 1562 °С; скорость вытягивания слитка 0,95 – 1,00 м/мин; скорость подачи порошковой ленты 4,5 – 6,0 м/мин; концентрация НПИ в заготовках 0,018 %; концентрация основного вещества НПИ – 0,009 %.

Содержание титана в стали в промежуточном ковше на сравнительных и опытных разливах составляло 0,0010 и 0,0018 %, азота – 0,0067 и 0,0069 % соответственно (табл. 1).

После разливки плавок на адьюстаже МНЛЗ с помощью пил холодной резки из заготовок вырезали поперечные пробы для определения химического состава и плотности стали, изучения макроструктуры и продольные пробы для проведения механических испытаний.

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение № 14В37.21.0071).

**Химический состав стали в пробах перед выдачей на МНЛЗ (числитель)
и из промежуточного ковша (знаменатель)**

Сталь в ковше	Содержание, %, элемента в стали								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	N	Al _{общ}	Ti
опытном	<u>0,069</u>	<u>0,007</u>	<u>0,317</u>	<u>0,012</u>	<u>0,019</u>	<u>0,019</u>	<u>0,0044</u>	<u>0,056</u>	<u>0,0011</u>
	0,075	0,008	0,316	0,012	0,019	0,021	0,0069	0,048	0,0018
сравнительном	<u>0,083</u>	<u>0,019</u>	<u>0,325</u>	<u>0,009</u>	<u>0,012</u>	<u>0,019</u>	<u>0,0052</u>	<u>0,054</u>	<u><0,0010</u>
	0,089	0,020	0,323	0,008	0,011	0,022	0,0067	0,049	0,0010

С целью изучения степени ликвации элементов по сечению слитка из поперечных проб вырезали по девять образцов высотой 40 и шириной 35 мм из краевой, промежуточной и осевой зон сечения слитка. Химический состав стали опытных и сравнительных заготовок, по номерам ручьев и зонам поперечного сечения слитка представлен в табл. 2.

Видно, что ликвация химических элементов по сечению непрерывнолитого слитка размером 250×1250 мм в целом снижается последовательно от сравнительных заготовок к опытным, от осевой зоны к краевой и про-

межуточной зонам как по широкой, так и по узкой грани слитка, что показательно и подтверждает данные, полученные ранее на сортовой МНЛЗ [3].

По результатам исследования качества опытных непрерывнолитых заготовок, модифицированных НПИ, как и в работах [3, 4], плотность увеличивается в среднем до 58 – 89 кг/м³ (или 0,74 – 1,14 %), что, очевидно, является следствием дробления дендритов.

В табл. 3 представлены результаты изучения макроструктуры опытных и сравнительных слябовых заготовок. Действительно, после модифицирования ме-

Распределение химических элементов в поперечном сечении непрерывнолитых заготовок

Зона поперечного сечения заготовки	Содержание, %, элемента в металле								
	C	Si	Mn	S	P	N	Ti	Al _{общ}	Al _{раст}
Опытные заготовки, ручей 1									
1	0,071	0,022	0,324	0,007	0,010	0,0063	<0,0010	0,053	0,050
2	0,075	0,022	0,324	0,007	0,010	0,0061	0,0010	0,053	0,051
3	0,080	0,022	0,324	0,008	0,010	0,0051	0,0010	0,054	0,053
4	0,079	0,022	0,327	0,007	0,010	0,0046	0,0010	0,053	0,051
5	0,079	0,022	0,322	0,008	0,010	0,0050	0,0010	0,053	0,052
6	0,078	0,023	0,322	0,007	0,011	0,0055	0,0010	0,053	0,049
7	0,071	0,022	0,325	0,008	0,011	0,0052	0,0010	0,054	0,052
8	0,076	0,022	0,326	0,007	0,010	0,0051	<0,0010	0,053	0,051
9	0,084	0,022	0,323	0,008	0,011	0,0058	0,0010	0,054	0,052
Опытные заготовки, ручей 2									
1	0,081	0,022	0,321	0,008	0,010	0,0066	0,0010	0,053	0,049
2	0,082	0,022	0,322	0,007	0,010	0,0063	<0,0010	0,053	0,050
3	0,081	0,022	0,322	0,008	0,010	0,0063	<0,0010	0,052	0,048
4	0,082	0,022	0,324	0,008	0,010	0,0060	<0,0010	0,052	0,048
5	0,086	0,022	0,324	0,007	0,010	0,0066	0,0010	0,053	0,050
6	0,080	0,022	0,325	0,007	0,010	0,0063	0,0010	0,052	0,049
7	0,078	0,022	0,324	0,007	0,010	0,0064	0,0010	0,053	0,050
8	0,079	0,022	0,326	0,008	0,011	0,0064	<0,0010	0,053	0,050
9	0,076	0,022	0,324	0,007	0,010	0,0060	0,0010	0,053	0,050
Среднее по опытным заготовкам									
	0,078	0,022	0,324	0,008	0,010	0,0059	0,0010	0,053	0,050

Т а б л и ц а 2 (продолжение)

Распределение химических элементов в поперечном сечении непрерывнолитых заготовок

Зона поперечного сечения заготовки	Содержание, %, элемента в металле								
	C	Si	Mn	S	P	N	Ti	Al _{общ}	Al _{раст}
Сравнительные заготовки, ручей 1									
1	0,067	0,009	0,309	0,011	0,019	0,0066	0,0019	0,055	0,051
2	0,062	0,009	0,311	0,011	0,018	0,0060	0,0019	0,054	0,052
3	0,069	0,009	0,308	0,011	0,018	0,0062	0,0018	0,055	0,052
4	0,063	0,009	0,312	0,011	0,019	0,0063	0,0019	0,054	0,051
5	0,077	0,009	0,314	0,012	0,020	0,0067	0,0019	0,053	0,052
6	0,070	0,009	0,315	0,012	0,019	0,0066	0,0019	0,054	0,052
7	0,067	0,009	0,315	0,011	0,019	0,0063	0,0020	0,056	0,054
8	0,065	0,009	0,310	0,011	0,018	0,0070	0,0019	0,057	0,053
9	0,070	0,009	0,314	0,011	0,019	0,0064	0,0019	0,054	0,051
Сравнительные заготовки, ручей 2									
1	0,069	0,010	0,314	0,012	0,019	0,0064	0,0020	0,053	0,051
2	0,068	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0064	0,0020	0,053	0,050
3	0,066	0,010	0,314	0,012	0,019	0,0067	0,0020	0,052	0,050
4	0,063	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0066	0,0020	0,053	0,051
5	0,068	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0065	0,0020	0,053	0,051
6	0,064	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0064	0,0020	0,053	0,051
7	0,071	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0067	0,0020	0,052	0,050
8	0,068	0,010	0,311	0,012	0,019	0,0063	0,0020	0,054	0,051
9	0,068	0,010	0,311	0,012	0,019	0,0062	0,0020	0,053	0,051
Среднее по сравнительным заготовкам									
	0,068	0,010	0,313	0,012	0,019	0,0065	0,0020	0,054	0,052

Т а б л и ц а 3

Макроструктура непрерывнолитых заготовок

Заготовки	Размер, мм, зоны		
	Корочка	Дендритная зона	Зона равноосных кристаллов
Опытные, ручей 1	25,7/26,5	47,1/45,0	104,4/1107,0
Опытные, ручей 2	23,8/25,0	51,2/50,8	100,0/1098,4
Среднее по опытным заготовкам			
	24,8/25,8	49,2/47,9	102,2/1102,7
Сравнительные	20,8/22,7	55,1/58,2	98,2/1088,2

Примечание. Через косую приведены значения для узкой и широкой грани.

талла карбонитридом титана улучшилась структура непрерывнолитого слитка: увеличилась толщина корочки плотного металла на 3,1 – 4,0 мм и зоны равноосных кристаллов в среднем на 4,0 мм, соответственно уменьшилась длина зоны столбчатых кристаллов на 5,9 – 10,3 мм. При этом увеличение площади поперечного сечения слитка, занимаемой корочкой плотного металла, составило в среднем 17,7 %; площадь, зани-

маемая зоной дендритных кристаллов, уменьшилась на 11,5 %. Увеличение зоны, занимаемой равноосными кристаллами по площади поперечного сечения слитка, составило в среднем 5,3 %.

Необходимо отметить и снижение балльности развития внутренних дефектов слитка (табл. 4). Видно, что улучшены показатели по осевой химической неоднородности (ОХН) на 16,7 %, неметаллическим вклю-

Дефекты макроструктуры непрерывнолитых заготовок

Заготовки	Балльность макроструктуры (СТО 107-15 – 2008)							
	ОХН	Неметаллические включения		Трещины				
		алюминаты	точечные	угловые, перпендикулярные широкой грани	на узкой грани	поперечные	продольные	гнездобразные
Опытные, ручей 1	2	1	1	1	1	2	2	1
Опытные, ручей 2	3	2	2	1	2	2	2	1
Среднее по опытным заготовкам								
	2,5	1,5	1,5	1	1,5	2	2	1
Сравнительные, ручей 1	3	2	2	1	2	2	2	1
Сравнительные, ручей 2	3	2	2	1	2	2	2	1
Среднее по сравнительным заготовкам								
	3	2	2	1	2	2	2	1

чениям (алюминатам и точечным включениям) и трещинам – на 25 %.

Анализируя результаты, полученные на сортовой МНЛЗ [3, 4], можно предположить, что при введении нанопорошковых материалов в промежуточный ковш с помощью трайбаппарата и увеличении концентрации основного вещества до 0,002 – 0,003 % показатели должны быть еще выше.

Результаты механических испытаний образцов литой стали (табл. 5) свидетельствуют об улучшении прочностных и пластических характеристик модифицированных непрерывнолитых заготовок: временное сопротивление разрыву (σ_b) повысилось на 3,5 %, относительное удлинение δ – на 3,4 % (23,4 – 26,2 %), относительное сужение ψ – на 6,3 %.

Выводы. Исследования показали, что введение в промежуточный ковш МНЛЗ нанопорошковых добавок TiC_xN_y-Fe положительно влияет на качество непрерывнолитой заготовки, при этом снижается ликвация элементов по сечению слитка, повышается его химическая и структурная однородность, уменьшается балльность развития дефектов макроструктуры, повышаются плотность и механические свойства литой стали.

Т а б л и ц а 5

Результаты механических испытаний образцов стали

Показатель	Значение показателя для заготовки		Изменение показателя
	опытной	сравнительной	
σ_b , Н/мм ²	325,3	314,4	3,5
δ , %	33,7	32,6	3,4
ψ , %	62,5	58,8	6,3

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Mughrabi H., Hoppel H.W., Kautz M. // Scripta materialia. 2004. Vol. 51. P. 807 – 812.
2. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
3. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 8. С. 57 – 63.
4. Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 6. С. 33 – 35.

© 2013 г. Е.В. Протопопов, Ю.А. Селезнев, А.Н. Черепанов, Д.В. Фойт, Р.С. Айзатулов, Л.А. Ганзер
Поступила 26 сентября 2013 г.

УДК 661.665

И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский

Сибирский государственный индустриальный университет

ПЛАЗМЕННЫЙ СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ АТТЕСТАЦИЯ ДИБОРИДА ХРОМА

Аннотация. Разработаны научные и технологические основы плазменного синтеза бориды хрома, включающие анализ современного состояния производства и применения бориды хрома CrB_2 , определение характеристик трехструйного плазменного реактора, модельно-математическое исследование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков, прогнозирование технологических показателей плазменного синтеза бориды хрома на основе результатов моделирования, выбор оптимального технологического варианта, реализацию плазмометаллургической технологии производства бориды хрома, его физико-химическую аттестацию и определение технико-экономических показателей производства.

Ключевые слова: плазменный синтез, диборид хрома, плазмометаллургическая технология.

PLASMA SYNTHESIS AND PHYSICAL-CHEMICAL CERTIFICATION OF CHROMIUM BORIDE

Abstract. The scientific and technological bases of plasma synthesis of chromium boride, including analysis of the current state of production and use of chromium boride CrB_2 , the characterization of three-jet plasma reactor, the model-a mathematical study of the interaction of raw and plasma flows, forecasting technological parameters of the plasma synthesis of chromium boride based on simulation results and the choice of optimal technology option, the implementation of plasma metallurgical technology of chromium boride, its physic-chemical certification and determination of technical and economic indicators of production are investigated.

Keywords: plasma synthesis, chromium boride, plasma metallurgical technology.

Диборид хрома CrB_2 – твердый и износостойкий, жаропрочный и химически инертный материал – востребован в технике для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов. Анализ современного состояния отечественного и мирового производства, а также применения бориды хрома показывает, что можно выделить три группы способов его получения, основанных на борировании хрома или продуктов карбидотермического (карботермического) восстановления оксида хрома (смеси оксидов хрома и бора) в неокислительной атмосфере (вакуум, инертная среда), продуктов магнетермического восстановления соединений хрома, хрома или его соединений в газофазных хром-бор-водородсодержащих смесях. Борид хрома, полученный способами первой группы, применяется в порошковой металлургии, второй – для напыления и наплавки защитных покрытий, третьей – в композиционных материалах. Дальнейшие перспективы применения бориды хрома связаны с производством его в наносостоянии: модифицирование сплавов, композиционные гальванические покрытия и другие сферы. Разработанная и освоенная в 80-х гг. в рамках комплексной научно-технической программы государственного значения «Сибирь» под руководством академика РАН М.Ф. Жукова и профессора Г.В. Галевского технология плазмометаллургического синтеза относится к третьей группе способов получения бориды хрома и реализуется с использованием трехструйного прямого

плазменного реактора мощностью до 50 кВт и азота в качестве плазмообразующего газа. Реализация предлагаемой плазмометаллургической технологии в полной мере делает ее экологически безопасной, обеспечивающей получение бориды хрома в виде нанопорошков с размером частиц 30 – 40 нм. Наряду с достоинствами в рассматриваемой технологии имеются такие недостатки, как использование не самого концентрированного по хрому сырья (оксида хрома Cr_2O_3), а также лабораторный уровень реализуемых технологических и конструкторских решений.

Целью настоящей работы является создание научных и технологических основ промышленного варианта плазменного синтеза диборида хрома и его физико-химическая аттестация, для достижения которой ставили и решали следующие задачи: проведение анализа современного состояния производства и применения бориды хрома; определение характеристик промышленного трехструйного плазменного реактора; модельно-математическое исследование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков; прогнозирование основных технологических показателей плазмометаллургического производства бориды хрома на основе результатов моделирования и выбор оптимального технологического варианта; реализация промышленной плазмометаллургической технологии производства бориды хрома, его физико-химическая аттестация и определение технико-экономических показателей.

В Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) накоплен значительный опыт исследования и эксплуатации плазмотехнологических комплексов на основе трехструйного прямого плазменного реактора с работающими на азоте электродуговыми плазмотронами и применения их для синтеза тугоплавких карбидов, боридов, их композиций, обобщенный в работе [1]. Однако описанные в ней результаты получены для лабораторного плазменного реактора мощностью 30 – 50 кВт, не содержат проектно-технологических предложений и рекомендаций по выходу на промышленный уровень и полной информации о его теплотехнических и технологических характеристиках. В связи с этим для экспериментального исследования плазменного синтеза боридов хрома на базе НПФ «Полимет» создан промышленный плазмотехнологический комплекс, превосходящий известные лабораторные и опытно-промышленные варианты по мощности в 4 – 5 раз, ресурсу работы – в 3 – 4 раза, производительности – в 2,5 – 3,5 раза. Для этого проведена модернизация практически всех систем комплекса – от плазмотронов до фильтров для улавливания нанопорошков. Усовершенствованные конструкции плазмотронов, камеры смешения реактора, рукавных фильтров защищены патентами^{1, 2, 3}.

Плазмотехнологический комплекс включает трехструйный реактор и системы электро-, газо-, водоснабжения и вентиляции, контрольно-измерительных приборов и автоматики, дозирования шихтовых материалов, улавливания нанодисперсных продуктов и обезвреживания отходящих технологических газов.

Для генерации плазменного потока используются три электродуговых подогревателя газа (плазмотрона) ЭДП-104АМ конструкции, разработанной в СибГИУ, мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30° к оси реактора. Плазмотроны ЭДП-104АМ работают на постоянном токе при следующих параметрах электрической дуги: напряжение дуги до 250 В, ток до 200 А. Стабилизация электрической дуги – газовихревая за счет тангенциального ввода плазмообразующего газа через специальное закруточное кольцо. Аноды плазмотронов выполнены медными водоохлаждаемыми с внутренним диам. 0,008 м с практически неограниченным при наличии охлаждения и эксплуатации в камере смешения с углом наклона плазменных струй 30° ресурсом работы. Катоды плазмотронов состоят из медных водоохлаждаемых корпусов и катодных вставок из торированного вольфрама (для снижения работы выхода электронов) диам. 0,003 м с ресурсом работы 100 – 120 ч. Включение плазмотронов осуществляется с помощью осциллятора. Тепловой КПД плазмотрона мощностью 50 кВт при минимальном расходе плазмообразующего газа составляет

50 – 52 %. В отличие от базовой модели в плазмотронах ЭДП-104АМ в качестве плазмообразующего газа может использоваться азот технической чистоты с содержанием кислорода до 1,5 – 2,0 % (объемн.), что в настоящее время соответствует реальному составу поставляемого технического азота. Электропитание плазмотронов осуществляется от тиристорного преобразовательного агрегата серии АТ4 – 750/600.

Конструкция камеры смешения, разработанная в СибГИУ, обеспечивает эффективные ввод в реактор высокодисперсного сырья, перемешивание его с плазменным потоком и практически неограниченный ресурс работы анодов плазмотронов. Камера смешения соединена с секционированным водоохлаждаемым каналом, имеющим внутренний диам. 0,054 м. Подача высокодисперсного сырья в камеру смешения осуществляется с помощью водоохлаждаемой фурмы. Для снижения радиального градиента температуры в пристеночной зоне канал реактора может быть футерован изнутри высокотемпературным теплоизоляционным материалом.

Для дозирования порошкообразного сырья применяется дозатор смешанного электромеханического и газовихревого типов периодического действия со съёмным цилиндром – приемником порошкообразного сырья конструкции, разработанной в КБ ИХТТИМ СО РАН.

Система улавливания включает осадительную камеру, в которой улавливается до 10 % нанопорошка и снижается температура технологических газов до 873 К, а также два работающих поочередно рукавных фильтра, улавливающих до 85 % нанопорошков, конструкции, разработанной в СибГИУ. Фильтры выполнены с водоохлаждаемым корпусом и регенерацией фильтрующего рукава обратной продувкой сжатым газом (азотом). Диаметр и длина рукава составляют 0,5 и 2,5 м.

Исследование теплотехнических, ресурсных и технологических характеристик трехструйного прямого вертикального реактора с внутренним каналом 0,054 м мощностью 150 кВт показало, что среднemasсовая температура плазменного потока на длине реактора 12 калибров изменяется в пределах 5500 – 2650 К для нефутерованного канала и 5500 – 3200 К при теплоизоляции его цилиндром из диоксида циркония толщиной 0,005 м. При этом температура внутренней поверхности стенки изменяется в пределах 800 – 350 К и 1900 – 850 К соответственно. Удельная электрическая мощность достигает 1214 МВт/м³, что значительно превышает этот показатель для традиционного электротермического оборудования (обычно около 0,2 МВт/м³). Расчетный ресурс работы электродов составляет для медного анода 4700 ч, вольфрамового катода 111 ч. Прогнозируемое загрязнение боридов хрома продуктами эрозии электродов составляет 0,0001 % Cu и 0,00002 % W. По совокупности характеристик трехструйный плазменный реактор мощностью 150 кВт может быть отнесен к высокоэффективному, надежно работающему современному электротермическому оборудованию.

¹ Пат. РФ № 66877.

² Пат. РФ № 107440.

³ Пат. РФ № 108319.

Экспериментальному изучению предшествовало модельно-математическое исследование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков, включающее проведение термодинамического и кинетического анализов. В связи с использованием в процессах синтеза в качестве хромсодержащего сырья – хрома, его оксида Cr_2O_3 и трихлорида CrCl_3 ; углерод- и борсодержащего сырья – метана и бора, плазмообразующего газа – азота объектами исследования являлись системы В – Н – N, Cr – O – C – В – Н – N, Cr – Cl – В – Н – N, Cr – В – Н – N.

Термодинамический анализ процессов синтеза проведен с целью прогнозирования оптимальных параметров получения боридов хрома (соотношения компонентов и температуры), определения для квазиравновесных условий, исключающих присутствие конденсированного бора, показателей процесса (степени превращения сырья в борид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы боридообразования газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазменных технологий эффективную переработку дисперсного сырья. Необходимые для анализа составы газообразных и конденсированных продуктов рассчитывали «константным» методом, основанном на совместном решении уравнений закона действующих масс, материального баланса, суммарного числа молей газовой смеси, существования конденсированной фазы, закона Дальтона с использованием программы «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН) компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий, имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем [2]. При расчетах рассматривали область температур 1000 – 6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Термодинамический анализ выбранных технологических вариантов показал, что в системах Cr – В – O – C – Н – N и Cr – В – Н – N 100 %-й выход боридов хрома CrB_2 возможен при стехиометрическом соотношении Cr:В, трехкратном избытке водорода, обеспечивающего «газификацию» бора, при температуре 2150 – 2800 К. В системе Cr – В – Cl – Н – N 100 %-й выход боридов хрома возможен при стехиометрическом соотношении Cr:В, шестикратном избытке водорода для восстановления соединения CrCl_3 до Cr и «газификации» бора при температуре 2150 – 2800 К. Образование боридов хрома возможно по предполагаемому механизму «пар – расплав – кристалл» с участием борводорода состава BH_2 , что позволяет прогнозировать возможность достижения высокого выхода боридов хрома в реальных условиях синтеза.

Многовариантное модельно-математическое исследование макрокинетических параметров испарения дисперсного хром- и борсодержащего сырья проведено с использованием усовершенствованной математической модели взаимодействия плазменного и сырьевого потоков А.Л. Моссэ – И.С. Бурова – Г.В. Галевского,

основанной на совместном решении уравнений движения частиц сырья, межкомпонентного теплообмена, теплообмена плазменного потока со стенками реактора и учитывающей влияние на интенсивность теплообмена дисперсного сырья и искусственной теплоизоляции канала [3].

Для взаимодействия дисперсного хром- и борсодержащего сырья с высоконагретым потоком газа в плазменном реакторе рассчитана степень испарения сырья для синтеза боридов хрома в зависимости от энергетических параметров реактора, крупности, скорости ввода в плазменный поток и массовой расходной концентрации. При подводимой к реактору мощности 75 кВт 100 %-я степень испарения для частиц хрома крупностью 10 – 30 мкм достигается при массовой расходной концентрации 0,14 – 0,12 кг порошка хрома/кг газа-теплоносителя. Для оксида хрома (III), хлорида хрома (III) и бора эти показатели составляют соответственно 5 – 20 мкм и 0,14 – 0,10 кг/кг, 30 – 70 мкм и 0,16 – 0,14 кг/кг, 1 – 3 мкм и 0,12 – 0,11 кг/кг. Время полного испарения частиц исследуемых порошков в размерных пределах 5 – 20 мкм не превышает $1 \cdot 10^{-3}$ с, а соответствующая длина пути – $2 \cdot 10^{-2}$ м. На основании полученных результатов выбраны сырьевые материалы для синтеза боридов хрома: хром металлический марки ПХ-1М (ТУ 14-1-1474 – 75, изм.), оксид хрома Cr_2O_3 металлургический марки ОХМ-0 (ГОСТ 2912 – 79, изм.), хром треххлористый (ТУ 6-09-02-269 – 77, изм.), бор аморфный марки В96.

Результаты модельно-математического исследования позволили спрогнозировать технологические показатели плазменного синтеза боридов хрома для различного хромсодержащего сырья (табл. 1). При расчете показателей учитывали потери сырья в реакторе в количестве 4 % и продуктов синтеза в системе улавливания – 5 %. Можно видеть, что наиболее перспективным технологическим вариантом является борирование хрома в азотно-водородном плазменном потоке.

Технологические исследования проводили с привлечением метода планируемого эксперимента, что позволило найти зависимость содержания в продуктах синтеза боридов хрома от определяющих факторов в виде следующих уравнений:

$$[\text{CrB}_2]_1 = -413,53 + 0,09695T_0 + 2,283[\text{B}] + 0,1736\{\text{H}_2\} - 0,00058T_0[\text{B}]; \quad (1)$$

$$[\text{CrB}_2]_2 = -3,171 + 0,015T_0 + 0,016[\text{H}_2] - 0,056[\text{B}]; \quad (2)$$

$$[\text{CrB}_2]_3 = -66,74 + 0,03T_0 + 0,002T_3 - 0,064[\text{CH}_4] - 0,2[\text{B}] + 0,073\{\text{H}_2\}, \quad (3)$$

где $[\text{CrB}_2]_1$, $[\text{CrB}_2]_2$, $[\text{CrB}_2]_3$ – содержание боридов хрома в продуктах синтеза трех технологических вариантов, % (по массе); T_0 и T_3 – начальная температура плазмен-

Прогнозируемые технологические показатели плазменного синтеза боридов хрома

Показатели процесса	Значение показателей для технологического варианта		
	Борирование хрома (вариант 1)	Борирование продуктов восстановления CrCl ₃ водородом (вариант 2)	Борирование продуктов восстановления Cr ₂ O ₃ метаном (вариант 3)
Мощность реактора, кВт	150	150	150
Начальная температура плазменного потока, К	5400	5400	5400
Температура закалки продуктов синтеза, К	2800	2800	2800
Массовая расходная концентрация, кг сырья/кг газа-теплоносителя	0,12	0,14	0,12
Степень превращения сырья	0,96	0,96	0,96
Выход боридов хрома, %	93,0	91,9	93,0
Производительность по бориду хрома, кг/ч	3,69	1,74	2,76
Интенсивность производства, кг/(ч·м ³)	1477	696	1104
Расход хромосодержащего сырья, кг/кг	0,81	2,83	1,18
Расход бора, кг/кг	0,35	0,35	0,35
Расход метана, кг/кг	–	–	0,32
Расход водорода, кг/кг	–	0,58	–
Расход газа-теплоносителя (азота), кг/кг	8,78	18,60	11,74
Расход эл. энергии кВт·ч/кг	40,65	86,21	54,35

ного потока и температура закалки, К; [B] – содержание бора в шихте, % от стехиометрически необходимого для получения CrB₂; [CH₄] – количество подаваемого метана, % от стехиометрически необходимого для восстановления оксида хрома до хрома; [H₂] – количество подаваемого восстановителя, % от стехиометрически необходимого для восстановления трихлорида хрома до хрома; {H₂} – концентрация водорода в плазмообразующем газе, % (объемн.).

Зависимости содержания боридов хрома в продуктах синтеза от управляющих параметров для различных вариантов синтеза представлены графически на рис. 1. При этом размер формирующихся в плазменном потоке частиц боридов хрома, рассчитанный по величине удельной поверхности, пропорционален среднemasсовой температуре потока в степени –0,471:

$$d = (2,30 \pm 0,04) \cdot 10^{-6} T^{(-0,471 \pm 0,105)} \quad (4)$$

Оптимальные значения технологических параметров для варианта 1, а также основные характеристики синтезируемого при этих условиях боридов хрома, полученные при пятикратном дублировании, приведены в табл. 2.

Для комплексной физико-химической аттестации продуктов синтеза методами рентгеновского и химического анализов исследовали кристаллическую решетку, фазовый и химический составы, а методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии – дисперсность и морфологию частиц. Установлено, что продуктом плазменного синтеза является

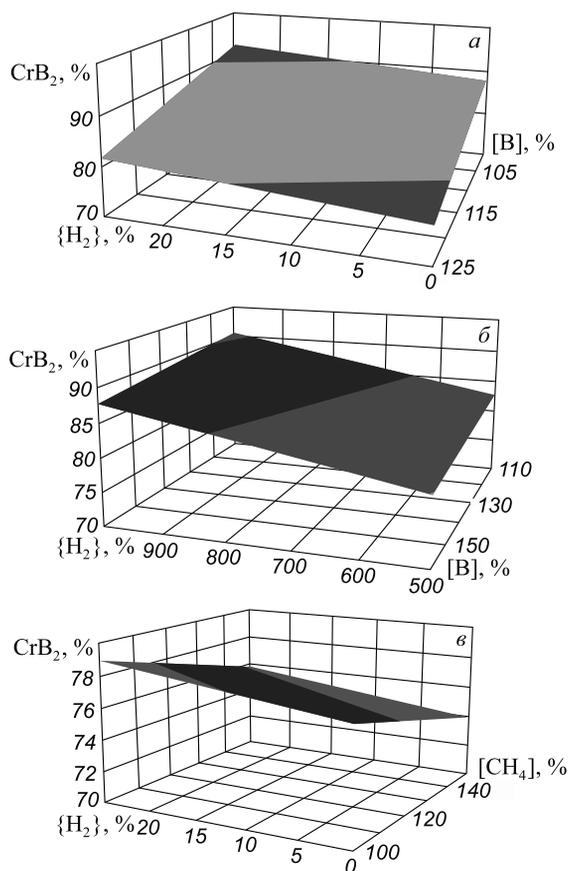


Рис. 1. Зависимость содержания диборида хрома в продуктах синтеза от содержания бора в шихте и водорода в плазменном потоке при температуре T₀ = 5400 К, вариант 1 (а), вариант 2 (б), а также от количества восстановителя (метана) и содержания водорода в плазменном потоке при T₀ = 5400 К, T₃ = 2400 К, [B] = 112,5 %, вариант 3 (в)

Т а б л и ц а 2

Оптимальные значения параметров синтеза борида хрома в промышленном реакторе мощностью 150 кВт и его основные характеристики (вариант I)

Параметры синтеза и характеристики борида хрома	Значение параметра
Состав газа-теплоносителя, % (объемн.):	
– азот	74,5
– водород	25,0
– метан	0,5
Состав хром-борсодержащей шихты, % (по массе):	
– хром	65,0
– бор	35,0
Массовая расходная концентрация шихты, кг/кг газа-теплоносителя	0,12
Начальная температура плазменного потока, К	н.м. 5400
Температура закалки, К	2000 – 2800
Фазовый состав	CrB ₂
Химический состав, % (по массе)	
– CrB ₂	91,21 – 93,12
– хром свободный	2,99 – 1,88
– бор свободный	1,80 – 1,10
– кислород	3,29 – 3,16
– азот	0,71 – 0,74
Выход борида хрома, % (по массе)	92,0
Удельная поверхность, м ² /кг	34 000 – 36 000
Размер* частиц, нм	25 – 30
Форма частиц	Шаровидная
Окисленность нанопорошка борида хрома**, кг O ₂ /м ²	9,23·10 ⁻⁷
Производительность, кг/ч	3,52
Интенсивность, кг/(ч·м ³)	1453

* – рассчитывается по величине удельной поверхности;
 ** – определяется после выдержки на воздухе в течение 24 ч.

борид хрома CrB₂. Рентгенограмма продукта синтеза приведена на рис. 2, на которой отсутствуют не связанные в CrB₂ бор и хром. Содержание в продуктах синтеза борида хрома CrB₂ составляет 91,2 – 93,1 % (по массе), ему сопутствуют примеси свободных бора и хрома, кислорода и азота. Микрофотографии нанопорошка

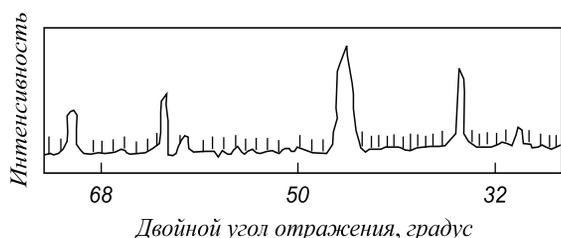


Рис. 2. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы дихорида хрома

борида хрома приведены на рис. 3, 4. Нанопорошок борида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 500 до 130 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона 25 – 75 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты борирования микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции.

Оценка экономической эффективности плазмометаллургического производства борида хрома показывает, что при объеме производства 4,2 т борида хрома в год (в расчете на один реактор) и себестоимости 4083 тыс. руб/т отпускная цена 1 кг составляет 317 долл. США, что свидетельствует о его конкурен-

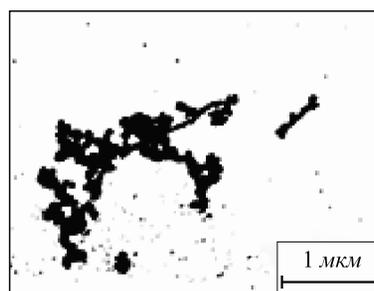


Рис. 3. Микрофотография нанопорошка дихорида хрома (ПЭМ)

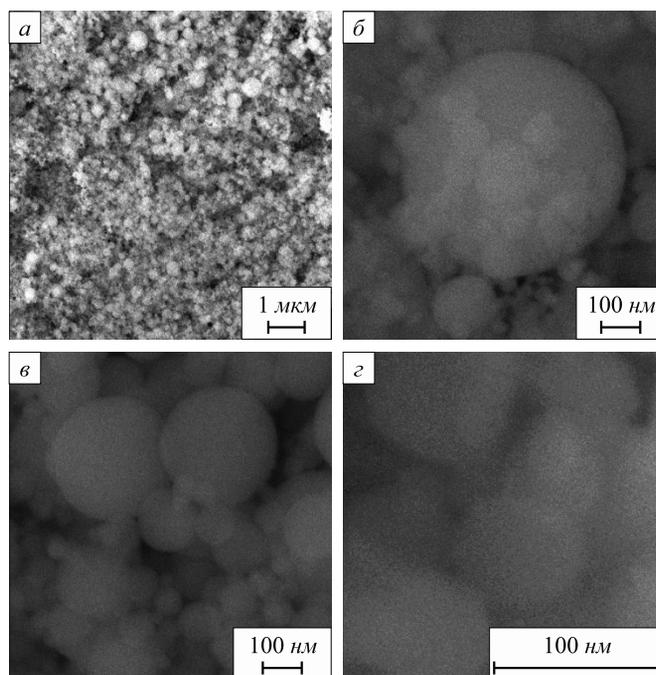


Рис. 4. Микрофотография нанопорошка дихорида хрома (РЭМ): а – внешний вид; б – морфологическая картина агрегата; в – ансамбль частиц и агрегатов; г – отдельные частицы

тоспособности на мировом рынке нанопорошковых материалов. В настоящее время ведущими зарубежными производителями нанопорошков боридов, среди которых научно-производственные фирмы «Nanostructured & Amorphous Materials. Inc.» (США), «Tokyo Tekko Co» (Япония), «Hefei Nanotechnology & Development ltd. Co» (Китай), «Neomat Co» (Латвия), «Plasma Chem GmbH» (Германия) установлен диапазон цен за 1 кг нанопорошков боридов в пределах 400 – 2000 долл. США. Срок окупаемости капиталовложений составляет 2 года, что подтверждает экономическую и технологическую целесообразность организации производства нанопорошка борида хрома. При этом одной из наиболее предпочтительных сфер применения борида хрома является технология композиционных гальванических покрытий [4, 5].

Выводы. На основании проведенных модельно-тематических и технологических исследований определены оптимальные значения параметров плазменного синтеза борида хрома и его физико-химические характеристики. Установлено, что при борировании порошка хрома в условиях азотно-водородного плазменного потока в области температур 5400 – 2000 К может быть получен борид хрома CrB_2 в виде нанопорошка с размером частиц 25 – 75 нм. Исследованы фазовый

и химический составы, дисперсность, морфология и окисленность продуктов синтеза. Определены такие основные технико-экономические показатели предлагаемой технологии, как производительность, интенсивность, себестоимость, отпускная цена.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Руднева В.В. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387 с.
2. Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. – В кн.: Моделирование, программное обеспечение и наукоемкие технологии в металлургии. Труды 3-й Всероссийской научно-практической конференции. – Новокузнецк: изд. СибГИУ. 2011. С. 60 – 64.
3. Ноздрин И.В., Ширяева Л.С., Герентьева М.А. – В кн.: Системы автоматизации в образовании, науке и производстве. Материалы VIII Всероссийской научно-практической конференции. – Новокузнецк: СибГИУ. 2011. С. 464 – 467.
4. Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 9. С. 46 – 48.
5. Агеев В.Е., Латыпов Р.А. Восстановление и упрочнение деталей машин композиционными гальваническими покрытиями. – Курск: изд. Курской государственной сельскохозяйственной академии, 2011. – 75 с.

© 2013 г. И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский
Поступила 23 января 2013 г.

УДК 669.184.124

**П.С. Харлашин¹, А.К. Харин¹, Р.Д. Куземко¹,
Р.Ф. Калимуллин², Е.В. Протопопов²**

¹ Приазовский государственный технический университет (г. Мариуполь)

² Сибирский государственный индустриальный университет

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА АЗОТА НА МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИ ТЕЧЕНИИ ГАЗОВЗВЕСИ В ТОРКРЕТ-ФУРМЕ

Аннотация. С использованием статической модели двухскоростного движения газозвеси в торкрет-фурме показано, как концентрация порошка, давление несущего газа, плотность частиц, их эквивалентный диаметр, коэффициент формы, разность скоростей и динамическое скольжение фаз влияют на коэффициент аэродинамического сопротивления, силу межфазного взаимодействия, объемную долю газовой фазы, скорость витания.

Ключевые слова: газодисперсный поток, торкрет-фурма, нагрев газа, межфазное взаимодействие.

EFFECT OF NITROGEN HEATING ON THE INTERFACIAL INTERACTION BY THE FLOW OF GAS SUSPENSION IN GUNNING-LANCE

Abstract. Using a static model of two-speed motion of the gas suspension in gunning-lance it is shown how the powder concentration, carrier gas pressure, particle number density, equivalent diameter, shape factor, differential velocity, and dynamic phase slip have an effect on the aerodynamic drag coefficient, interfacial interacting force, inclusion volume fraction of gas phase, and velocity of soaring.

Keywords: gas-dispersed flow, gunning-lance, gas heating, interfacial interaction.

Обобщение зарубежных и отечественных достижений при решении проблемы повышения стойкости футеровки кислородных конвертеров показало, что технологически наиболее оптимальным вариантом яв-

ляется совместное использование по ходу кампании технологии пневматической раздувки конечного шлака и факельного торкретирования [1]. Так, внедрение технологии горячего ремонта в ПАО «ММК им. Ильича»

путем использования факельного торкретирования обеспечило увеличение стойкости футеровки конвертеров емкостью 160 т вдвое [2]. При этом резервы повышения эффективности при использовании таких вариантов ремонта футеровки конвертеров еще далеко не исчерпаны.

При решении задачи о движении газодисперсных потоков исследователи, как правило, используют феноменологический подход, когда детальная структура потока не изучается. Например, в работах [2, 3] для нахождения определяющих параметров газопорошкового потока в продольном или в любом поперечном сечении подводящего пылепровода, фурме или в соплах торкрет-фурм использована динамическая модель. Однако не менее эффективной является статическая модель (совместно решается система не дифференциальных, а алгебраических уравнений). Этот метод позволяет изучить влияние трудно поддающихся анализу связей между факторами и физическими воздействиями и основными закономерностями теплообмена и аэродинамического сопротивления при газодисперсном течении в специальных фурмах (например, торкрет-фурмах). При решении технологических задач сложного движения взаимопроникающих сред эти два метода существенно дополняют друг друга.

В работе [4], где используется статическая модель, влияние наиболее сильного физического воздействия (нагрева несущего газа) на течение газозвеси не изучалось. В то же время результаты исследований, проведенных в работе [5], показали, что если не применять водяное охлаждение, а использовать газоохлаждаемую фурму, то ствол последней в высокотемпературной полости конвертера становится эффективным теплообменником, при этом температура ствола фурмы достигает 500 °С при достаточно высокой стойкости самой фурмы. Если несущий газ (азот) в фурме нагревается примерно до 400 °С, то тепловая мощность газопорошкового потока (например, истекающего в полость конвертера емкостью 160 т) увеличивается более, чем в два раза и превышает 2 МВт. В работе [6] доказано, что при регенерации теплоты с целью нагрева газозвеси перед соплами торкрет-фурмы кинетическая энергия истекающего в полость конвертера потока увеличивается в 1,5 – 2,0 раза. Это приводит к снижению расхода огнеупорного порошка при факельном торкретировании, уменьшению его выноса через горловину конвертера и повышению стойкости самого торкрет-покрытия.

Целью настоящей работы является установление влияния температуры несущего газа t_1 на основные характеристики газопорошкового потока: коэффициент аэродинамического сопротивления C_D , силу межфазного взаимодействия F_{12} , объемную долю газовой фазы ε_1 , скорость витания $w_в$ при изменении в широком диапазоне концентрации порошка μ , давления несущего газа p_1 , плотности частиц ρ_2 , эквивалентного диаметра

δ и коэффициента формы f частиц, разности скоростей фаз Δw , коэффициента динамического скольжения ψ .

В настоящей работе приняты следующие обозначения: G_2 – приведенный расход твердой фазы, кг/(с·м²); m_1 и m_2 – массовый расход газа-носителя и порошка, кг/с; p_1 – абсолютное давление в фурме, Па; t_1 – температура несущего газа, °С; ρ_1 и ρ_2 – плотность несущего газа и частиц, кг/м³; w_1 и w_2 – скорость азота и частиц порошка, м/с; $\Delta w = w_1 - w_2$ – разность скоростей фаз, м/с; $\mu = m_2/m_1$ – массовая концентрация порошка, кг/кг; ε_1 и ε_2 – местная объемная концентрация газа и порошка; F_{2w} – приведенная сила трения частиц о стенку, Н/м³; F_c – сила сопротивления, Н; F_{12} – сила межфазного взаимодействия, Н/м³; n_2 – счетная концентрация, 1/м³; $\psi = w_2/w_1$ – коэффициент динамического скольжения фаз; ν – кинематический коэффициент вязкости, м²/с; C_D – коэффициент аэродинамического сопротивления; δ и S – эквивалентный диаметр и площадь сечения частицы, м и м²; k_ε – коэффициент стеснения; k_f – поправочный коэффициент, учитывающий несферичность частицы; α – угол отклонения фурмы от вертикали.

Расчетная модель. При течении газопорошкового потока распределение термогазодинамических параметров в продольном и поперечном сечениях канала получают, решая совместно уравнения движения и теплообмена для каждой из фаз дисперсной среды. Например, следуя подходу работы [2], при монодисперсном двухскоростном течении частиц порошка в потоке газозвеси уравнение движения имеет вид

$$G_2 \frac{dw_2}{dx} + \varepsilon_1 \frac{dp}{dx} = -F_{2w} + F_{12} + \varepsilon_2 \rho_2 g \cos \alpha.$$

Расчеты показали, что при температуре стенки фурмы $t_w = 400$ °С и концентрации порошка $\mu = 35$ кг/кг сила межфазного взаимодействия F_{12} больше силы трения частиц о стенку F_{2w} примерно в пять раз. Наибольший научный интерес представляет зависимость силы F_{12} от факторов, определяющих течение как слабо, так и сильно загруженного газодисперсного потока в фурме с интенсивным теплоподводом.

Силу межфазного взаимодействия F_{12} , благодаря которой частицы приводятся в движение, рассчитывали по зависимости

$$F_{12} = F_c n_2,$$

где $F_c = C_D S \rho_1 (w_1 - w_2) |w_1 - w_2|/2$; $n_2 = 6\varepsilon_2/(\pi\delta^3)$ – счетная концентрация технологического порошка.

В односкоростных моделях $F_{12} = 0$.

В теории многоскоростных сред одним из самых представительных параметров потока является коэффициент аэродинамического сопротивления $C_D = f(\text{Re}_{12})$, используя который можно определить силу взаимодействия между несущим газом и частицами. Число Рейнольдса двухскоростного течения определяли как

$$Re_{12} = |w_1 - w_2| \delta / \nu.$$

Так как $Re_{12} \gg 1$, то для нестоксовской области сопротивления коэффициент C_D рассчитывали также, как в работе [7]

$$C_D = \frac{24}{Re_{12}} k_\varepsilon (1,25 + 0,01926 k_f Re_{12}), \quad 1 < Re_{12} < 2 \cdot 10^5.$$

Коэффициент формы частиц $f = S/S_{\text{шара}}$ задавали, а поправочный коэффициент определяли как $k_f = 12,4 \div 11,4/f$. Метод расчета эквивалентного диаметра шара представлен в работе [4]. Коэффициент стеснения k_ε находили как $k_\varepsilon = \varepsilon_1^{-2n}$, где $n = 2,5 \div 4,0$ – коэффициент структуры потока.

При совместном решении уравнений неразрывности для каждой из двух фаз $m_1 = \varepsilon_1 \rho_1 w_1 S$ и $m_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2 S$ легко показать, что важнейшие параметры газопорошкового потока ($\varepsilon_1, \psi, \rho_1, \rho_2$) и массовая концентрация μ связаны следующим соотношением:

$$\varepsilon_1 = \left(1 + \frac{\mu r_1}{\psi r_2} \right)^{-1},$$

где значение ρ_1 находится по уравнению состояния несущего газа.

Если по пути движения газозвеси появляются горизонтальные участки, то устойчивость режима течения необходимо проверять, сравнивая разность скоростей Δw со скоростью витания w_b , величина которой в зависимости от параметров существенно изменяется. Так как в торкрет-фурме $\rho_2 \gg \rho_1$, то с достаточным приближением скорость витания можно рассчитать по формуле

$$w_b = 1,15 \left(\frac{\rho_2 R T_1}{p_1 C_D} \right)^{0,5},$$

где R – универсальная газовая постоянная.

Частица находится во взвешенном состоянии при условии $\Delta w > w_b$.

Анализ факторов, влияющих на силу F_{12} , усложняется тем, что при изменении температуры t_1 несущего газа его плотность ρ_1 и вязкость ν действуют на величину F_{12} в противоположных направлениях; поэтому систему уравнений решали численно.

Исходные данные и результаты расчета. Давление p_1 несущего газа (азота) изменяли в диапазоне 0,4 – 1,2 МПа, а температуру t_1 – в интервале 100 – 600 °С. Принимали, что диаметр δ частиц составлял 0,06 – 0,12 мм, плотность $\rho_2 = 1800 \div 3300$ кг/м³, коэффициент f формы частиц 1,0 – 1,6, концентрация μ порошка 40 – 120 кг/кг, коэффициент ψ динамического скольжения 0,6 – 1,0, разность Δw скоростей 4 – 12 м/с. Связи между параметрами во всех остальных режимах устанавливали, принимая, что $p_1 = 0,4$ МПа,

$w_1 = 20$ м/с, $\delta = 0,06$ мм, $\rho_2 = 2600$ кг/м³, $\mu = 60$ кг/кг, $\psi = 0,6$, $\Delta w = 4$ м/с, $f = 1$, $n = 2$. Расчеты выполняли при условии, что коэффициент вязкости газа $\nu = f(t, p)$, а эта зависимость является весьма существенной. Так, например, для азота при $p_1 = 0,6$ МПа в температурном диапазоне $t_1 = 25 \div 600$ °С коэффициент ν изменяется как $\nu_{600}/\nu_{25} = 16,24/2,6 = 6,25$.

Рассмотрим влияние различных факторов и физических воздействий на коэффициент C_D , силу F_{12} и скорость w_b .

Концентрация порошка μ . При подогреве несущего газа (рис. 1) сила межфазного взаимодействия F_{12} уменьшается при любой концентрации μ . Так, например, при нагреве азота с 100 до 600 °С при $\mu = 80$ кг/кг сила F_{12} снижается с 1,75 до 0,35 МН/м³, а при этих же условиях из-за уменьшения ρ_1 объемная доля газовой фазы ε_1 возрастает с 0,72 до 0,86. Это объясняется тем, что при нагреве газа (азота) плотность ρ_1 и коэффициент C_D уменьшаются. Другая характерная закономерность: чем сильнее нагрев, тем прирост силы F_{12} в потоке менее плотного газа с увеличением μ снижается. Например (рис. 1), при $\mu = 120$ кг/кг и изменении температуры t_1 с 100 до 600 °С прирост $F_{12}^{100}/F_{12}^{600}$ составляет 0,75/0,2 = 3,75.

Давление p_1 транспортирующего газа. При любой температуре t_1 с увеличением давления p_1 сила межфазного взаимодействия F_{12} растет (рис. 2). Однако чем ниже t_1 , тем сильнее прирост силы F_{12} . Например, если температура азота 100 °С, то при увеличении p_1 с 0,4 до 1,2 МПа сила F_{12} возрастает с 0,8 до 10,1 МН/м³, а значение ε_1 снижается с 0,81 до 0,59. При $t_1 = 500$ °С при тех же условиях значение F_{12} падает с 2,10 до 0,21 МН/м³. Главная причина такого резкого изменения силы F_{12} – зависимость вязкости газа $\nu = f(t, p)$: так, если при $t_1 = 100$ °С давление увеличивается с 0,4 до 1,2 МПа, то кинематическая вязкость снижается с $5,84 \cdot 10^{-6}$ до $1,95 \cdot 10^{-6}$ м²/с.

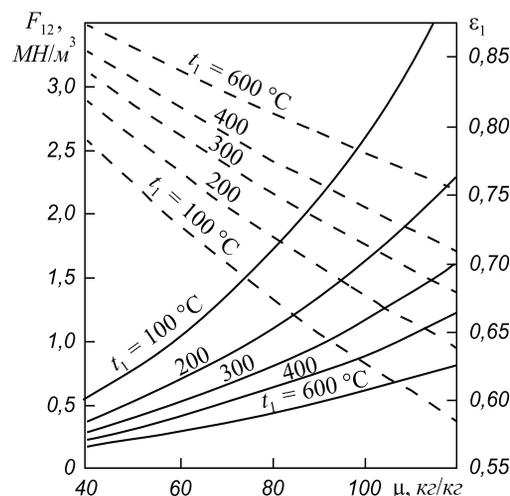


Рис. 1. Зависимость силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемной концентрации газовой фазы ε_1 (---) от концентрации порошка μ при различной температуре несущего газа t_1

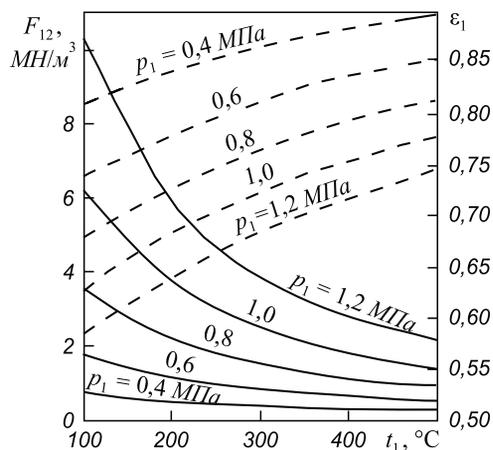


Рис. 2. Влияние давления несущего газа p_1 и температуры газа t_1 на силу межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемную концентрацию газовой фазы ϵ_1 (---)

Плотность ρ_2 порошка. В зависимости от массовой доли огнеупорного порошка, антрацита (или кокса) и других добавок их усредненная плотность изменяется в широких пределах. Представляет научный интерес, как коэффициент C_D , сила F_{12} и скорость w_b зависят от плотности порошка ρ_2 при различной температуре t_1 несущего газа (рис. 3).

Чем выше значение ρ_2 , тем меньшее значение принимает коэффициент C_D при любой температуре t_1 . В то же время при нагреве газа коэффициент C_D возрастает. Например, при $\rho_2 = 2800 \text{ кг/м}^3$ и увеличении t_1 от 100 до 500 °C коэффициент C_D повышается с 3,2 до 4,9, а скорость w_b возрастает с 0,36 до 0,44 м/с (рис. 3, а). Сила взаимодействия F_{12} между фазами при этом же росте температуры t_1 (при $\rho_2 = 2800 \text{ кг/м}^3$) снижается с 0,52 до 0,20 МН/м³, а значение ϵ_1 возрастает с 0,84 до 0,92 (рис. 3, б). Такая закономерность объясняется тем, что при нагреве газа темп роста C_D менее существенный, чем одновременное снижение ρ_1 и ϵ_2 .

Диаметр частиц δ . С увеличением δ коэффициент C_D снижается при любой температуре газа t_1 (рис. 4). Однако чем больше значение t_1 , тем выше C_D . Характерно, что чем меньше δ , тем меньше прирост C_D при увеличении t_1 . Например, в интервале температур $\Delta t = 100 \div 500 \text{ °C}$ при $\delta = 0,06 \text{ мм}$ отношение коэффициентов $C_D^{500}/C_D^{100} = 3,8/0,5 = 7,6$, а при $\delta = 0,12 \text{ мм}$ это соотношение составляет $C_D^{500}/C_D^{100} = 5,7/4,3 = 1,36$ (рис. 4). Скорость витания w_b в большей степени зависит от δ , чем от t_1 , что естественно.

Коэффициент формы частиц f . Сила взаимодействия между частицами и несущим их газом зависит от целого ряда факторов: ρ_1 , δ , μ , ρ_2 , Δw и др. Но представляет также существенный научный интерес, как форма частиц влияет на силу F_{12} при условии нагрева газоносителя. Чем сильнее форма частиц отличается от сферической, тем больше сила F_{12} и ниже скорость w_b (рис. 5). Нагрев несущего газа снижает межфазное сопротивление. Так, при $t_1 = 100 \text{ °C}$ повышение f с 1,0

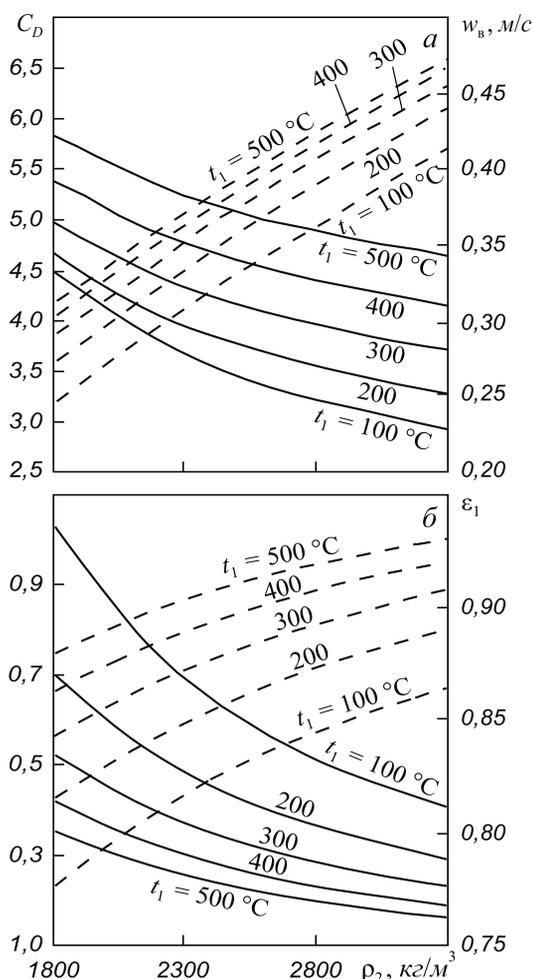


Рис. 3. Зависимость коэффициента аэродинамического сопротивления C_D (—) и скорости витания частиц w_b (---) (а), а также силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемной концентрации газовой фазы ϵ_1 (---) (б) от плотности порошка ρ_2 при различной температуре несущего газа t_1

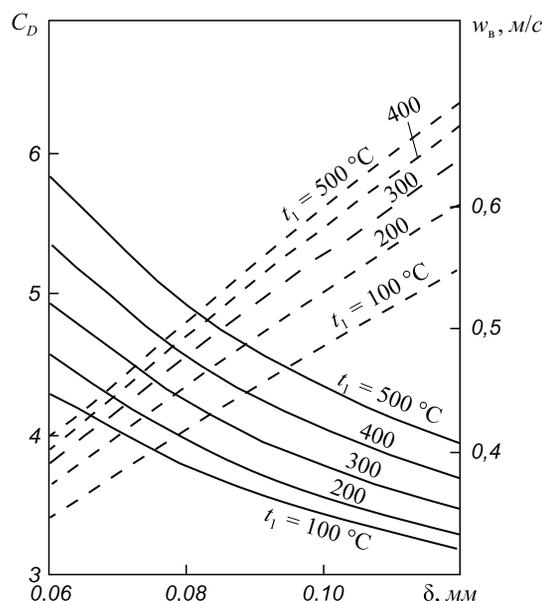


Рис. 4. Влияние температуры несущего газа t_1 и размера частиц δ на коэффициент аэродинамического сопротивления C_D (—) и скорость витания частиц w_b (---)

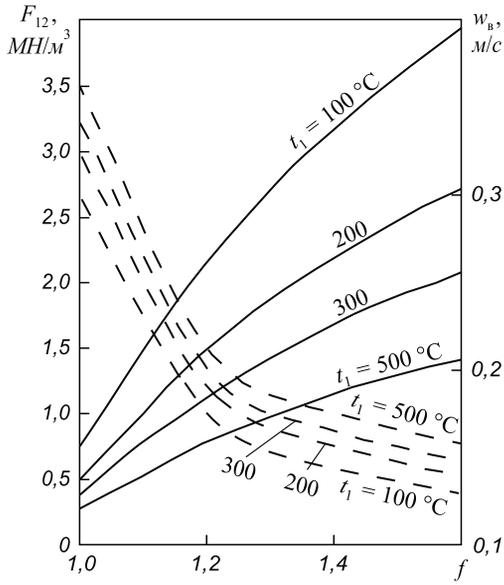


Рис. 5. Зависимость силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и скорости витания частиц w_B (---) от коэффициента формы f при различной температуре несущего газа t_1

(шар) до 1,6 (пластина) приводит к увеличению F_{12} в пять раз (с 0,75 до 3,77 MN/m^3). При $f = 1,6$ увеличение t_1 с 100 до 500 $^{\circ}\text{C}$ вызывает снижение силы F_{12} в 2,7 раза (с 3,77 до 1,40 MN/m^3). Сила взаимодействия между фазами при $f = 1,6$ и $t_1 = 100$ $^{\circ}\text{C}$ составляет $F_{12} = 3,8$ MN/m^3 , а при $f = 1,0$ и $t_1 = 500$ $^{\circ}\text{C}$ снижается до $F_{12} = 0,25$ MN/m^3 . Естественно, что на F_{12} коэффициент f влияет через C_D .

Коэффициент скольжения фаз ψ . Представленная на рис. 6 зависимость $F_{12} = f(t_1, \psi)$ объясняется тем, что если коэффициент динамического скольжения ψ уменьшается, то разность скоростей фаз Δw растет. Но Δw в формулу (2) входит как сомножитель

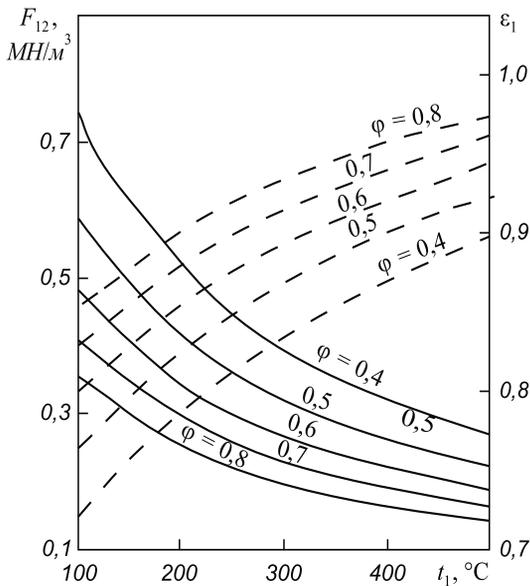


Рис. 6. Влияние температуры несущего газа t_1 и коэффициента динамического скольжения фаз ψ на силу межфазного взаимодействия F_{12} (—) и объемную концентрацию газовой фазы ϵ_1 (---)

в квадрате, а C_D в формулу (4) (через число Re_{12}) – в первой степени, поэтому сила F_{12} с увеличением ψ снижается при любой температуре t_1 азота. Однако подвод теплоты, с одной стороны, приводит к уменьшению плотности ρ_1 газа-носителя, а значение ϵ_1 увеличивается. С другой стороны, коэффициент C_D возрастает из-за увеличения вязкости ν . Например, при повышении t_1 с 100 до 500 $^{\circ}\text{C}$ плотность ρ_1 снижается в 2,1 раза, а вязкость ν при $p = 0,6$ МПа возрастает в 3,4 раза.

Разность скоростей фаз Δw . Чем ниже коэффициент скольжения фаз ψ , тем большую силу F_{12} необходимо приложить, чтобы привести в движение частицу (рис. 7). При нагреве несущего газа он становится менее плотным и при разгоне частицы в таком потоке нужно приложить меньшую силу F_{12} . Например, при $t_1 = 400$ $^{\circ}\text{C}$ и $\Delta w = 12$ м/с сила $F_{12} = 0,4$ MN/m^3 , а при $\Delta w = 4$ м/с сила $F_{12} = 0,13$ MN/m^3 . В холодном потоке ($t_1 = 100$ $^{\circ}\text{C}$) при этих же условиях значение F_{12} соответственно составляет 0,88 и 0,20 MN/m^3 .

При нагреве газа скорость w_B прямо зависит от температуры t_1 и вязкости ν , которая в неявном виде входит в коэффициент C_D (рис. 7).

Проверка результатов численного исследования. В настоящее время отсутствует измерительная техника по определению силы F_{12} , коэффициента C_D и по этой причине зафиксировать их экспериментально невозможно. Отсутствуют приборы для измерения скорости витания w_B и объемной доли газовой фазы ϵ_1 . Невозможно также зафиксировать скорость w_2 отдельных частиц, а поэтому выполнить эксперимент в условиях настоящей задачи практически невозможно. Для доказательства адекватности модели используется метод тестирования. Таким образом:

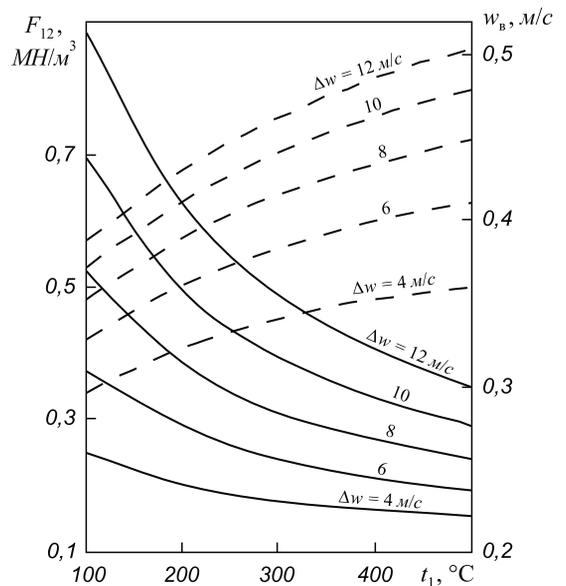


Рис. 7. Зависимость силы межфазного взаимодействия F_{12} (—) и скорости витания частиц w_B (---) от температуры несущего газа t_1 при различной разности скоростей фаз Δw

– если концентрация $\mu \rightarrow 0$, то $m_2 \rightarrow 0$ и сила межфазного взаимодействия $F_{12} \rightarrow 0$, а объемная доля газовой фазы $\varepsilon_1 \rightarrow 1$ (рис. 1);

– если давление p_1 , а значит и плотность ρ_1 газа в фурме возрастает, то увеличиваются ε_2 и сила F_{12} при любой температуре t_1 (рис. 2);

– если плотность ρ_2 частиц растет, то увеличивается ε_1 , что естественно (рис. 3, б);

– если увеличить диаметр частиц δ , то при том же расходе порошка m_2 их количество и площадь поверхности трения, а поэтому и сила F_{12} снижаются, а скорость w_b растет (рис. 4);

– если форма частиц ближе к шару ($f \rightarrow 1$), то $k_f \rightarrow 1$ и сила $F_{12} \rightarrow F_{12\min}$ при любой температуре (рис. 5);

– если коэффициент скольжения $\psi \rightarrow 1$, то сила межфазного взаимодействия $F_{12} \rightarrow 0$, что не вызывает сомнений (рис. 6);

– если разность скоростей $\Delta w \rightarrow 0$, то сила $F_{12} \rightarrow 0$, что является фактором неоспоримым (рис. 7).

Тестовый анализ показал, что установленные в работе закономерности полностью соответствуют физическим представлениям.

Выводы. В металлургической практике впервые показано, что использование энергосберегающей технологии горячего ремонта футеровки путем нагрева газопорошкового потока в специальной гарнисажной торкрет-фурме вплоть до $t_1 = 600$ °С в 2 – 15 раз изменя-

ет силу межфазного взаимодействия F_{12} в зависимости (в порядке их важности) от коэффициента формы частиц, концентрации порошка, давления несущего газа (азота), разности скоростей фаз, коэффициента скольжения, плотности порошка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 7 – 12.
2. Харлашин П.С., Ларионов А.А., Харин А.К. и др. // Новые огнеупоры. 2010. № 7. С. 5 – 9.
3. Харлашин П.С., Харин А.К. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 9 – 12.
4. Харлашин П.С., Косолап Н.В., Куземко Р.Д. // Сталь. 2009. № 8. С. 12 – 16.
5. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Шеремет В.А. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. № 7. С. 134 – 137.
6. Харлашин П.С., Чемерис Н.О. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2009. № 1. С. 107 – 109.
7. Кузнецов Ю.М. Газодинамика процессов вдувания порошков в жидкий металл. – Челябинск: Металлургия, 1991. – 160 с.
8. Протопопов Е.В., Калимуллин Р.Ф., Чернятевич А.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 10. С. 38 – 43.
9. Су Тяньсен // Черные металлы. 2003. № 5. С. 64 – 67.

© 2013 г. П.С. Харлашин, А.К. Харин, Р.Д. Куземко,
Р.Ф. Калимуллин, Е.В. Протопопов
Поступила 15 июля 2013 г.

В.А. Быстров

Сибирский государственный индустриальный университет

ОСНОВЫ РАСЧЕТА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА РОТОРНОЙ ДРОБИЛКИ АГЛОМЕРАТА

Аннотация. Основным фактором высокотемпературного абразивного износа бил дробилки является геометрический, характеризуемый отношением глубины внедрения h_b к радиусу абразивной частицы r_a , т.е. h_b/r_a . Вторым фактором является физико-механический, характеризуемый отношением тангенциальной прочности τ_a молекулярной связи к пределу текучести σ_T материала била, т.е. τ_a/σ_T . Для достижения абразивного износа без микрорезания сумма этих отношений должна удовлетворять условию: $h_b/r_a + \tau_a/\sigma_T \leq 0,5$.

Ключевые слова: высокотемпературный абразивный износ, роторная дробилка агломерата, износостойкость.

BASIS OF DESIGN OF A HIGH-TEMPERATURE ABRASIVE WEAR OF A ROTARY CRUSHER OF AGGLOMERATE

Abstract. The main factor of a high-temperature abrasive wear of a rotary crusher is the geometrical one, which is characterized by the depth of penetration ratio h_b to the radius of an abrasive particle r_a , i.e. h_b/r_a . The second factor is the physical-mechanical one, which is characterized by the ratio of tangential strength of molecular bond τ_a to the material yield point σ_T , i.e., τ_a/σ_T . For the support of an abrasive wear without microcutting the sum of the ratio has to satisfy the following condition $h_b/r_a + \tau_a/\sigma_T \leq 0,5$.

Keywords: high-temperature abrasive wear, rotary crusher of agglomerate, wear resistance.

Эксплуатационные показатели работы металлургических агрегатов во многом зависят от способности материала деталей сопротивляться воздействию абразива и окислительной среды при высокотемпературном абразивном износе. Детали оборудования, ответственные за производительный процесс металлургических агрегатов, во время работы нагреваются, изнашиваются, теряют свои первоначальные свойства и с течением времени выходят из строя. Это приводит к дополнительным остановкам на ремонт металлургических агрегатов, снижению производительности, недополучению запланированного объема товарной продукции, а следовательно, к потере прибыли [1 – 3]. Диапазон рабочих температур таких деталей весьма широк. Так например, детали дробильного агломерационного оборудования, соприкасаясь с раскаленным агломератом, температура которого в центре аглоспека достигает $900 \div 1100$ °С, могут нагреваться до 600 °С, а контактирующая поверхность в микрообъеме до 800 °С [1, 2, 4, 5, см. также работы И.К. Борискина¹ и В.А. Быстрова²].

Работ в области изучения высокотемпературного абразивного износа деталей металлургического оборудования относительно немного. Условия эксплуатации

и износ агломерационного оборудования рассмотрены в диссертационных исследованиях упомянутых выше авторов, а также в работах [4, 5].

Как правило, износ деталей агломерационного оборудования происходит в результате истирания рабочих органов – бил роторных дробилок – раскаленным агломератом, обладающим высокими абразивными свойствами. Основным видом высокотемпературного износа бил является ударное действие горячего аглоспека, вызывающее упругий вид контакта абразивных частиц и износ истираемой поверхности в результате многократного удара, резания и наклепа, которые вызывают усталость поверхностного слоя металла и вырывание его в виде частичек. Износостойкость материала бил измеряется массой передробленного агломерата с определенной, принятой за эталон абразивностью, отнесенной к потерянной массе образца детали, износ которого получен в условиях, аналогичных для определения абразивности (см. сноски 1, 2).

Абразивность агломерата определяется состоянием аглоспека, его текстурой, минеральным составом и микротвердостью H_{μ} минеральных включений агломерата. Текстурные исследования агломерата показали, что в его состав могут входить до 1 – 2 % зерна гранита с $H_{\mu} = 6 – 8$ ГПа; до 12 % стекла с $H_{\mu} = 7 – 10$ ГПа; возможно образование незначительного количества (до 0,5 – 0,8 %) карбидов кремния с $H_{\mu} = 28 – 30$ ГПа при восстановлении коксом кварцевого песка; основой являются магнетит (до 50 %) с $H_{\mu} = 1,3$ ГПа и ге-

¹ Борискин И.К. Разработка основ технологии и внедрения комплекса интенсивных способов и устройств получения стабилизированного агломерата. Автореф. дис. д.т.н. М., 1987. – 41 с.

² Быстров В.А. Основы электрошлаковых технологий упрочнения композиционными сплавами деталей, работающих при высокотемпературном износе. Автореф. дис. д.т.н. Барнаул, 2003. – 47 с.

матит (до 12 %) с $H_{\mu} = 1,2 - 1,4$ ГПа, а также цементит и карбиды марганца (до 0,5 - 1,2 %) с $H_{\mu} = 7,7$ ГПа (см. сноски 1, 2).

Роторная дробилка горячего агломерата предназначена для его разрушения ударным способом и получения кусков нужной фракции (рис. 1, а). Дробилка состоит из ротора с жестко закрепленными на нем билами таврового сечения серповидной формы, отражательного экрана, способствующего додробливанию крупных кусков агломерата и окончательной стабилизации по фракциям и механической прочности [4, 5]. Оптимальными параметрами дробилки являются угол наклона срезающего ножа к горизонтали $\varphi_6 = 60 - 70^\circ$, соответствующий углу наклона лотка φ_n , по которому подается плита горячего аглоспека, высота зуба (била), равная 350 мм; диаметр ротора $D_p = 1300$ мм [5]. Ротор представляет собой вал, вращающийся со скоростью 250 - 300 об/мин, на котором закреплены 21 четырехзубовых звездочек массой 485 кг, изготовленных, например, из стали 70ХЛ, либо из стали 110Г13Л.

Процесс разрушения при этом следующий: внешние силы удара вызывают накопление внутренней энергии упругих деформаций, которые, достигнув критической величины в каком-либо дефектном месте куска, либо имеющихся термических напряжений, превысят предел прочности, начнется развитие трещины, сопровождающееся перераспределением энергии упругих деформаций. Часть этой энергии превращается в энергию вновь образованного объема (полезную энергию дробления), остальная часть уходит на упругие деформации сжатия, вызывая разупрочнение поверхностного макрослоя била, переходит в энергию движения и трения абразивных частиц, рассеивается в виде тепла, а также расходуется на другие виды энергии [см. сноски 1, 2 и работы 4, 5]. Серповидная форма бил таврового сечения нужна для концентрации ударных нагрузок на определенной части аглоспека. Удар по агломерату наносится верхней частью била - «клювом», чтобы отделить часть аглоспека и тавровым сечением била разделить этот

кусок как минимум на 4 части, что дает возможность первоначально получать куски агломерата сечением 40×30 мм. По мере износа таврового сечения (рис. 1, б) рабочая часть била становится равновыпуклой и разделения отсеченного куска аглоспека уже не происходит, что приводит к нарушению стабилизации гранулометрического состава агломерата.

При уменьшении коэффициента закругленности K_3 носка бил (износ происходит за 28 суток, рис. 1, б) до $K_3 = 1 - 7,9\rho$, где $\rho = r_6/D_p$ (здесь $r_6 = 60$ мм - радиус закругления носка била), происходит снижение производительности агломашины. При начальном значении $K_3 = 0,64$ износ била на 50 мм приведет к уменьшению значения K_3 до 0,60. Экспериментально установлено [5], что уменьшение коэффициента закругленности на 0,01 вызывает снижение производительности агломашины на 10 %; таким образом, при износе била на 50 мм производительность дробления может снизиться на 40 %.

Но, как считает автор разработанной роторной дробилки [см. сноску 1], снижение эффективности дробления от максимальной величины на 40 % при тех же числах оборотов ротора не грозит значительным снижением производительности агломашины, хотя качество дробления будет падать, так как уменьшается ударный импульс и увеличивается выход фракции более 80 мм на 35 % [5].

Для определения максимального усилия в момент удара била звездочки о плиту аглоспека используют уравнение импульса силы (см. сноску 2):

$$P\Delta t = m_6 V_6^2 - m_a V_a^2, \quad (1)$$

где P - максимальное усилие при ударе била ротора, необходимое для скалывания куска горячего аглоспека; Δt - время соударения (контактирования) била с плитой аглоспека; $m_6 = 90$ кг и $V_6 = 15 - 25$ м/с - соответственно масса била и линейная скорость его вращения; $m_a = 198$ кг и $V_a = 5 \div 7$ м/с - соответственно масса, приходящаяся на одну звездочку, и скорость движения горячего аглоспека до удара.

Для случая упругого соударения сферического била ротора с плоской плитой аглоспека время соударения Δt может быть выражено так (см. сноску 1):

$$\Delta t = 4,53 \left[\frac{(\delta_6 - \delta_a) m_a}{\sqrt{R_6 V_6}} \right]^{2/5}; \quad (2)$$

где $\delta = (1 - \mu^2)/E$ - постоянная материала по теории контакта Герца; индексы «а» и «б» относятся к горячему агломерату и материалу била; $\mu_a = 0,38$ и $E_a = 11,4 \cdot 10^4$ МПа - коэффициент Пуассона и модуль упругости для горячего агломерата.

Расчеты по формуле (2) [5] показали, что при скалывании куска горячего аглоспека высотой $h_a = 0,45$ м ($m_a = 198$ кг, $V_6 = 15$ м/с) для материала била, например

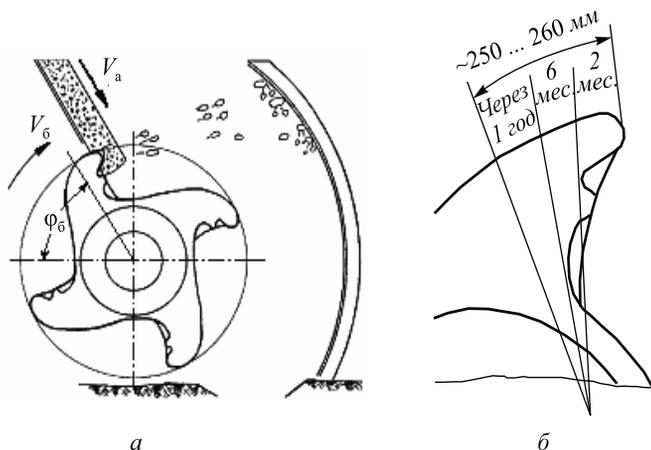


Рис. 1. Схема работы ротора дробилки (а) и износа била ротора (б)

стали 70ХЛ ($\mu_6 = 0,25$, $E_6 = 21,5 \cdot 10^4$ МПа), и для материала била, упрочненного твердым сплавом, например ТН 20 ($\mu_6 = 0,212$, $E_6 = 41,5 \cdot 10^4$ МПа), время соударения составит: $\Delta t_{70ХЛ} = 0,034$ с и $\Delta t_{ТН 20} = 0,019$ с.

Следовательно, за счет разницы физико-механических свойств материалов била время соударения аглоспека с биллом, армированным твердым сплавом ТН 20 на основе карбида титана, почти в два раза меньше времени соударения с биллом из стали 70ХЛ.

Таким образом, расчеты показывают, что для уменьшения величины Δt материал била должен быть как можно более жестким, т.е. с минимальным значением δ_6 , а агломерат – с максимальным δ_a . Поэтому разрушение ведут с горячей стороны аглоспека, причем лицевую сторону била, контактирующую с раскаленным аглоспекком, необходимо армировать спеченным твердым сплавом на основе карбидов титана типа ТН 20. Для определения площади поверхности била ротора, армированной твердым сплавом, рассмотрим, какая часть h_6 била проникает в раскаленный аглоспек, подлежащий скалыванию (рабочая зона била звездочки ротора), используя выражение (см. сноску 1, 2):

$$h_6 = \frac{V_a}{V_6} \left(\frac{\pi D_p}{z} - b_3 - h_a \right); V_a = \sqrt{2gh_n(1 - f_a \operatorname{tg} \varphi_n)}, \quad (3)$$

где $z = 4$ – число бил звездочки ротора; g – ускорение свободного падения; $b_3 = 0,02$ м – величина зазора между биллом и плоскостью аглоспека за счет неровности агломерата; $h_n = 5$ м – высота падения аглоспека по вертикали; $f_a = 0,45 - 0,55$ – коэффициент трения агломерата по стали.

Из расчетов по выражениям (3) следует, что если $h_a = 0,45$ м, $V_6 = 15$ м/с, $V_a = 7$ м/с, то $h_6 = 0,26$ м.

Число N_c соударений била с плитой горячего аглоспека до полного размалывания аглопирога рассчитывается из выражения (см. сноску 1, 2)

$$N_c = \frac{l_{п.а} z V_6}{\pi D_p V_a}, \quad (4)$$

где $l_{п.а} = 1,5 - 2,2$ м – длина пирога горячего аглоспека в зависимости от конструкции агломашинны.

Выполненные расчеты по этой формуле [5], показали, что если $h_a = 0,45$ м, $V_6 = 15$ м/с, $V_a = 7$ м/с, $l_{п.а} = 1,5$ м, то $N_c = 3,15$ ударов на пирог аглоспека.

Анализ формул (2) – (4) показывает, что по мере износа била ротора диаметр последнего уменьшается, а это приводит к увеличению времени контактирования била с раскаленным аглоспекком и росту числа их соударений при размалывании. Таким образом, уменьшение диаметра ротора ввиду износа била провоцирует еще больший его износ.

Авторы работ [3 – 5] считают, что применительно к агломерационному оборудованию основным является

высокотемпературный абразивный износ, при котором изнашивающее воздействие производят минералы: твердость их выше, чем у металла, поэтому износ происходит в виде царапания и резания последнего. Проведенные исследования показали, что в спекаемом агломерате возможно образование карбидов кремния SiC за счет восстановления и образования карбида кремния из оксида SiO₂ (см. сноски 1 и 2). По данным В.А. Быстрова (см. сноску 2) микротвердость SiC составляет 28,8 – 33,4 ГПа, а при температуре 800 °С – 14,8 – 16,2 ГПа, следовательно, несмотря на малое содержание SiC в аглоспекке (порядка 0,5 – 0,8 %) карбид кремния может интенсивно изнашивать практически любой материал при высоких температурах.

Как отмечают авторы работ [3 – 5], при этом могут происходить процессы пластической и упругой деформации, скалывание или отрыв частиц металла, растрескивание поверхности, изменение микро- и субмикроструктуры, диффузионные и окислительные процессы, приводящие под воздействием значительных давлений к молекулярному сцеплению частиц трущихся поверхностей. При соударении била с аглоспекком, состоящего в основном из минеральных абразивных частиц, абразивное тело прорезает в материале била канавку глубиной, пропорциональной твердости абразива и обратно пропорциональной твердости материала била. Натолкнувшись на карбид материала била, режущая часть абразива, внедряющаяся в матрицу, разрушается, оставшаяся часть абразива, продолжая двигаться, оставляет лишь неглубокий след на поверхности материала после встречи с карбидом. Затем, испытывая внешнюю нагрузку, абразив вновь внедряется в тело матрицы до встречи с новым карбидом, пока полностью не разрушится. Участки металла, не защищенные карбидами, интенсивно изнашиваются. Крупные карбиды, лежащие на пути движения абразива, если не вырываются из матрицы при столкновении с абразивом, то одновременно с разрушением абразивных частиц сами накапливают энергию для разрушения. В них зарождаются микротрещины; и чем хрупче карбиды, тем быстрее они разрушаются.

Характер абразивного износа поверхностного слоя била зависит от ряда факторов: геометрического, механических, физических и химических величин, характеризующих материал била. Одним из главных факторов является геометрический, характеризуемый отношением h_b/r_a , вторым физико-механический, характеризуемый отношением τ_a/σ_T . Для достижения абразивного износа без микрорезания сумма этих отношений должна удовлетворять условию $h_b/r_a + \tau_a/\sigma_T \leq 0,5$ [3]. Так, например, $\tau_{a70ХЛ} = 0,5\sigma_T$, $\tau_{aТН 20} = 0,2\sigma_T$; для стали 70ХЛ эта сумма равна $0,5/2,5 + 0,5\sigma_T/\sigma_T = 0,7$; для твердого сплава ТН 20 – $(0,1/2,5 + 0,2\sigma_T/\sigma_T = 0,24)$. Чем меньше эта сумма, тем ниже интенсивность изнашивания. Ранее выполненные расчеты показали, что интенсивность изнашивания для стали составляет $I_{h70ХЛ} = 6,83$, для твердого сплава – $I_{hТН 20} = 0,0059$, что в 1000 раз меньше.

Число циклов, приводящих к разрушению материала била при упругом контакте, рассчитывается по следующему выражению:

$$N_{\varepsilon} = \left(\frac{3\pi(1 - \delta_6^{1/t})\sigma_6}{4k_6 f_6} \sqrt{\frac{r_k}{R_{\max} \varepsilon_c}} \right)^{t_6 - t_a}, \quad (5)$$

где k_6 – коэффициент, обусловленный напряженным состоянием поверхности материала била; f_6 – коэффициент трения материала била по агломерату; $r_k = 0,1$ мм – радиус закругления контактирующих вершин неровностей; $R_{\max} = 2,5$ мм – максимальный радиус абразивных частиц; ε_c – величина сближения контактирующих тел под действием внешних нагрузок, мм; t – показатель жесткости материала – чем выше жесткость, тем меньше показатель: $t_a = 6 - 8$ для горячего агломерата, $t_6 = 2 - 3$ для твердых сплавов.

Расчеты, выполненные по формуле (5), показали, что если

$k_{70ХЛ} = 2,6; f_{70ХЛ} = 0,41; \varepsilon_{c70ХЛ} = 0,7; \sigma_{70ХЛ} = 500$ МПа, то $N_{\varepsilon} = 406\ 676$ циклов;

$k_{ТН20} = 2,68; f_{ТН20} = 0,27; \varepsilon_{cТН20} = 0,4; \sigma_{ТН20} = 880$ МПа, то $N_{\varepsilon} = 122\ 106$ циклов.

Число циклов, приводящих к разрушению материала била, упрочненного твердым сплавом ТН 20, в 300 раз выше, чем стали 70ХЛ.

При скорости движения ленты агломашины в среднем $V_{a.m} = 260$ м/ч, числе соударений била ротора на одну плиту аглоспека $N_c = 3,15$, ширине плиты аглоспека $l_{п.а} = 1,5 - 2,2$ м и при величине допустимого износа била $0,06$ м длительность кампании ротора агломашины $T_{к.р}$ (сутки) составит

$$T_{к.р} = \frac{N_{\varepsilon} l_{п.а} l_{изн.б}}{N_c V_{a.m} 24}. \quad (6)$$

По произведенным по формуле (6) расчетам можно сказать, что для била звездочки ротора из стали 70ХЛ $T_{к.р} = 80$ суток, для била звездочки ротора, упрочненного твердыми частицами ТН 20, $T_{к.р} = 1248$ суток, т.е. в 16 раз выше.

Спеченные твердые сплавы на основе карбида титана типа ТН 20 обладают рядом весьма ценных свойств: высокой твердостью – $86 \div 92$ HRA; высокой микротвердостью – $H_{\mu} = 19,5 \div 22,0$ ГПа; модуль упругости составляет 445 ГПа; высоким пределом прочности при сжатии до $-\sigma_{сж} = 6,0$ ГПа, достаточной прочностью на изгиб $\sigma_{изг} = 1,2 \div 2,5$ ГПа и на растяжение $\sigma_{в} = 0,5\sigma_{изг}$. И самое благоприятное свойство среди известных карбидов – высокая ударная вязкость – $0,8 \div 1,2$ МДж/м². Способность спеченных твердых сплавов сохранять в значительной степени указанные свойства при повышенных температурах является чрезвычайно важной характеристикой при высокотемпературном абразивном износе. Спеченные твердые сплавы весьма устойчивы

против окисления на воздухе даже при температурах $600 \div 800$ °С, что весьма ценно при высокотемпературных способах наплавки.

Для качественной оценки закономерности высокотемпературного абразивного износа била ротора необходимо знать температуру поверхности била при контактировании с раскаленным аглоспексом ($T_{п}$), время контактирования била ротора с аглоспексом (Δt_6) и глубину проникновения аглоспека под срезающий нож била ротора, чтобы проанализировать механизм высокотемпературного абразивного износа. Температура $T_{п}$, ранее рассчитанная по теории теплопроводности (см. сноску 2), составила $750 - 800$ °С.

Таким образом, механизм высокотемпературного абразивного износа била ротора определяется механическими свойствами материала била и агломерата и оценивается соотношением значений твердости материала била $H_{м}$ и твердости абразива $H_{а}$. Имеются два критических значения отношения $H_{м}:H_{а}$. Выше первого критического значения $H_{м}:H_{а} \geq 0,91 - 1,4$ износ практически отсутствует. Этому условию соответствуют твердые сплавы, например карбиды металлов. Износ в этом случае зависит от условий эксплуатации: способности карбидов поглощать энергию без разрушения, наличия динамических нагрузок (ударов), температурного режима, окислительности атмосферы, прочности сцепления закрепленного абразива и т.д. Ниже второго критического значения, когда $H_{м}:H_{а} \leq 0,6 - 0,8$, износ протекает, в основном, за счет микрорезания и пластических деформаций материала била, что соответствует матрице сплава. Физически естественна связь между относительной износостойкостью материала била (ε) и силами связи кристаллической решетки, обычно характеризующиеся модулем упругости $E_{м}$ по следующей зависимости (см. сноску 2):

$$\varepsilon = 0,49 \cdot 10^{-4} E_{м}^{1,3}.$$

Учитывая хрупкий характер разрушения карбидов, можно ожидать, что при прочих равных условиях износостойкость будет тем выше, чем ниже хрупкость карбидов материала била. Микротвердость агломерата подчас выше микротвердости материала била дробилки. С изменением температуры твердость металлов хорошо описывается формулой Ито-Шишокина $H_{\mu} = H_{\mu 0} e^{-\alpha T}$. Однако следует иметь в виду, что кривая этой зависимости для металлов имеет перелом при $T = 0,5 T_{пл}$. Для первой ветви кривой $\alpha = 0,002$, для второй – $\alpha = 0,008$ [1 и сноска 2]. Изменение твердости агломерата не подчиняется этому закону и до определенной температуры (так называемой температуры «течения») твердость агломерата сохраняется почти как при комнатной температуре, затем она начинает резко падать. Температура перегиба зависит, по всей видимости, от состава агломерата и по нашим наблюдениям

составила $0,6 - 0,7 T_{пл}$. Измерения микротвердости основной массы агломерата при повышенных температурах проводились на специально приготовленных образцах по методике, описанной в работе М.Г. Лозинского (см. сноску 2) на установке ИМАШ-5С-69. Результаты измерений приведены ниже:

Компонент	Микротвердость, МПа, при различных температурах, °С					
	20	100	300	500	700	800
Агломерат (твердая основа)	1650	1635	1590	1480	1320	880
Включения агломерата	22 700	22 560	20 890	18 950	14 780	6940
Сплав ТН 20	21 980	20 430	17 840	16 650	15 920	12 240
Сталь 70ХЛ	3800	2920	2400	2130	890	480

При ударе била о горячий аглоспек возникает как абразивное изнашивание (микрорезание металла), так и усталостное разрушение металла била в результате упругого многократного соударения. При этом немаловажное значение приобретает упрочняющий материал для била ротора.

Исследования по упрочнению звездочек дробилок агломерата описаны в работе [6]. Анализируя материалы для наплавки дробильно-размольного оборудования, И.Н. Шеенко и В.Д. Орешкин пришли к выводу, что для деталей, эксплуатирующихся при температурах выше $500 - 600$ °С, перспективными являются сплавы У30Х23С2Р2ТГ и У20Х5Н3ФЗР с карбидоборидным упрочнением. Срок службы деталей, наплавленных разработанными сплавами, увеличился в 1,5 раза.

Под руководством А.В. Быстрова для упрочнения деталей, работающих при высокотемпературном абразивном износе, были получены композиционные материалы на основе спеченных карбидов титана типа ТН. Для получения сплава ТН 20 использовали брак и технологические отходы производства твердых сплавов, которых на соответствующих заводах ежегодно скапливается несколько тонн. Подготовленные пластины нанизывались на стальной стержень и вставлялись в кокиль при электрошлаковой наплавке (ЭШН) в местах интенсивного износа (см. рис. 2). Повышение удельной поверхности, облицованной пластинами из сплава ТН 20 при упрочнении детали методом ЭШН, достигается тем, что площадь твердосплавных пластин составляет $60 \div 80$ % от истираемой поверхности детали.

Разработанными способами ЭШН на аглофабриках ряда металлургических комбинатов были наплавлены била роторной дробилки агломерата по схеме, показанной на рис. 2. Предлагаемый способ позволяет улучшить

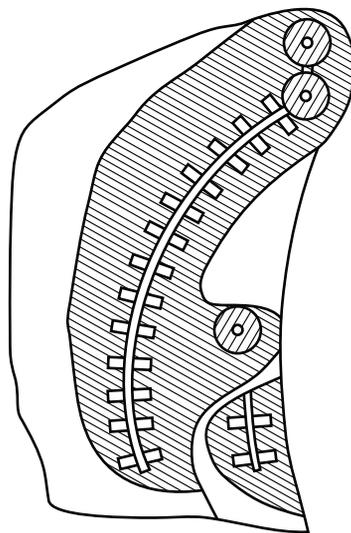


Рис. 2. Упрочнение била ротора пластинами ТН 20 методом ЭШН

качество изделий за счет обеспечения свободного доступа расплава матрицы к твердым пластинкам. Износостойкость упрочненного ротора дробилки агломерата повысилась в $8 \div 12$ раз за счет увеличения до $70 - 75$ % поверхности детали, облицованной твердосплавными пластинками, по отношению к общей площади истираемой поверхности детали.

Выводы. Для предотвращения износа ротора дробилки необходимо упрочнение бил ротора электрошлаковой наплавкой композиционными сплавами на основе твердых сплавов типа ТН 20, что позволит увеличить срок службы роторной дробилки в 12 раз, повысить производительность агломашины на $2 - 3$ %, обеспечить экономию текущих материалов [7].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Энциклопедический словарь по металлургии. Т. 1 / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Интернет Инжиниринг, 2000. – 468 с.
2. Вегман Е.Ф. Краткий справочник доменщика. – М.: Металлургия, 1981. – 240 с.
3. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. – М.: Машиностроение, 1976. – 271 с.
4. Пилушенко В.Л., Шаповалов Ю.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1991. № 6. С. 108, 109.
5. Быстров В.А., Борискин И.К., Верёвкин В.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 4. С. 6 – 9.
6. Шехтер С.Я., Пьянков В.В. – В кн.: Наплавка. Опыт и эффективность применения. – Киев: изд. ИЭС им. Е.О. Патона, 1985. С. 3 – 9.
7. Быстров В.А., Новиков Н.И., Лубяной Д.А. Экономическая эффективность инноваций, направленных на повышение долговечности сменного металлургического оборудования // Современное предпринимательство: монография / Под общ. ред. О.И. Кирикова. Кн. 18. – Воронеж: изд. ВГПУ, 2007. – 320 с.

Л.Т. Дворников, А.В. Тутынин

Сибирский государственный индустриальный университет

К ИССЛЕДОВАНИЮ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЮ РОЛИКОВОГО КАНТОВАТЕЛЯ ПРОКАТНОГО СТАНА

Аннотация. Представлены результаты кинематического исследования механизма роликового кантователя прокатного стана в режиме кантовки заготовки с использованием графоаналитического метода. Предлагается более совершенная конструкция электромеханического кантователя.

Ключевые слова: роликовый кантователь, прокатный стан, гидроцилиндр, электромеханический кантователь, кинематическое исследование.

THE STUDY AND THE IMPROVEMENT OF A ROLLER-TYPE TURNOVER DEVICE OF A ROLLING MILL

Abstract. In the article the results of a kinematic research of the roller-type turnover device of a rolling mill mechanism in the canting mode of a workpiece with the use of a graphic-analytical method are presented. A more perfect construction of the electromechanical canting device is offered.

Keywords: roller-type turnover device, the rolling mill, hydraulic actuator, electromechanical canting device, kinematic research.

В металлургическом производстве широко применяются так называемые кантователи, с помощью которых производится поворот (кантовка) заготовок. В частности, для кантовки проката в заготовочных и сортовых клетях нашли применение роликовые кантователи [1]. Работает кантователь от двух независимых приводов – линейных гидроцилиндров, которые штоками поршней воздействуют на рычаги кантующего и прижимного роликов. Схема такого кантователя в одном из режимов работы приведена на рис. 1.

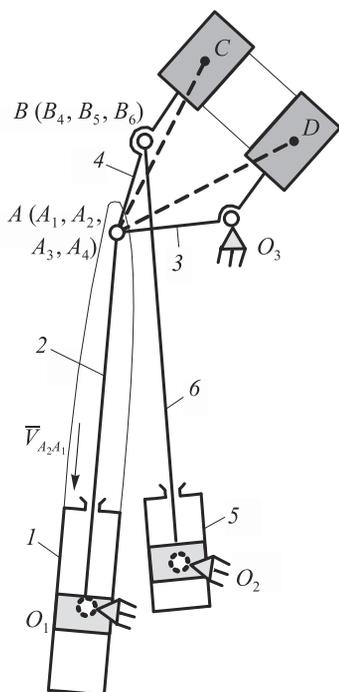


Рис. 1. Схема механизма роликового кантователя прокатного стана в режиме кантовки заготовки

Покажем структурные особенности рассматриваемого кантователя. Он состоит из шести подвижных звеньев ($n = 6$): гидроцилиндров 1 и 5, штоков 2 и 6, шатуна 4, выполненного за одно целое с роликом С, и коромысла 3, выполненного за одно целое с роликом D.

Звенья соединены между собой в восемь кинематических пар пятого класса ($p_5 = 8$): $O_1 - 1$, $1 - 2$, $O_2 - 5$, $5 - 6$, $2 - 3$, $2 - 4$, $6 - 4$, $3 - O_3$. Пары 1 – 2 и 5 – 6 выполнены поступательными, а в узле А установлены два шарнира.

Степень подвижности роликового кантователя определим, используя формулу П.Л. Чебышева $W = 3n - 2p_5$, где n – число подвижных звеньев; p_5 – число кинематических пар пятого класса.

Рассмотренная система при $n = 6$ и $p_5 = 8$ дает подвижность $W = 2$. Эти независимые движения задаются ползунами 2 и 6.

Перейдем к кинематическому исследованию роликового кантователя. При кантовке заготовки движение задается подачей рабочей жидкости в штоковую полость гидроцилиндра 1 – 2. При этом поршень 2, перемещаясь, заставляет коромысло 3 и шатун 4 поворачиваться относительно точки O_3 . Поскольку рабочая жидкость в гидроцилиндр 5 – 6 не подается, звенья 5 и 6 не имеют относительного движения. При подаче жидкости в объеме q в единицу времени появляется относительная скорость $\vec{V}_{A_2A_1}$.

В точке А выделим четыре точки: A_1 , A_2 , A_3 и A_4 . Точка A_1 , принадлежащая гидроцилиндру 1, совершает поворот относительно точки O_1 со скоростью $\vec{V}_{A_1O_1}$, направленной перпендикулярно O_1A .

Скорость $\vec{V}_{A_2O_3}$ точки A_2 , принадлежащей штоку поршня 2, определится формулой $\vec{V}_{A_2O_3} = \vec{V}_{A_1O_1} + \vec{V}_{A_2A_1}$.

Отметим, что $\vec{V}_{A_2O_3} \perp O_3A$ и $\vec{V}_{A_2O_3} = \vec{V}_{A_3O_3} = \vec{V}_{A_4O_3}$.

Из полюса p плана скоростей (рис. 2) отложим штрихами вектор скорости $\vec{V}_{A_2A_1}$ в выбранном масштабе $\mu_v = \frac{V_{A_2A_1}}{pa'_2}$ и из его конца проведем линию, параллельную направлению скорости $\vec{V}_{A_1O_1}$, т.е. перпендикулярно O_1A . Направив далее из полюса p линию, перпендикулярную O_3A , найдем ее пересечение с прямой, перпендикулярной O_1A . Точка их пересечения определит скорости $\vec{V}_{A_2O_3}$, $\vec{V}_{A_3O_3}$, $\vec{V}_{A_4O_3}$.

Далее определим скорость $\vec{V}_{B_6O_3}$ точки B_6 , равную скорости $\vec{V}_{B_6A_4}$ точки B_4 . Эта скорость направлена перпендикулярно O_2B и определится из выражений $\vec{V}_{B_6O_3} = \vec{V}_{A_4} + \vec{V}_{B_6A_4}$; $\vec{V}_{B_6O_3} = \vec{V}_{B_5O_2} + \vec{V}_{B_6B_5}$, причем, $\vec{V}_{B_6O_3} \perp O_3B$, $\vec{V}_{A_4} \perp O_3A$, $\vec{V}_{B_6A_4} \perp AB$.

Скорость $\vec{V}_{B_6A_5}$ не является заданной, а возникает в процессе движения кантователя. Скорость \vec{V}_D точки D определится по формуле $o_3d = \frac{O_3D o_3 a_3}{O_3A}$.

Скорость \vec{V}_C точки C определится при пересечении скорости \vec{V}_{CA_4} и дуги радиусом a_3d .

Угловые скорости звеньев 2, 3, 4 и 5 определяются из формул $\omega_2 = \frac{V_{A_1O_1}}{l_{O_1A}} = \frac{o_1 a_1 \mu_v}{l_{O_1A}}$; $\omega_3 = \omega_4 = \frac{V_{B_6A}}{l_{AB}} = \frac{a_4 b_6 \mu_v}{l_{AB}}$; $\omega_5 = \frac{V_{B_5O_2}}{l_{O_2B}} = \frac{o_2 b_5 \mu_v}{l_{O_2B}}$.

Далее обратимся к ускорениям точек и звеньев кантователя. Ускорение $\vec{a}_{A_1O_1}$ точки A_1 относительно точки O_1 определится выражением $\vec{a}_{A_1O_1} = \vec{a}_{A_1O_1}^n + \vec{a}_{A_1O_1}^t$, где $\vec{a}_{A_1O_1}^n = \omega_2^2 l_{O_1A}$ – нормальное ускорение точки A_1 относительно точки O_1 , направленное к точке O_1 ; $\vec{a}_{A_1O_1}^t$ – тангенциальное ускорение точки A_1 относительно точки O_1 , направленное перпендикулярно O_1A .

Так как движение точки A_2 относительно точки A_1 поступательное, то ускорение $\vec{a}_{A_2O_3}$ точки A_2 , равно ускорениям $\vec{a}_{A_3O_3}$ и $\vec{a}_{A_4O_3}$ точек A_3 и A_4 , относительно точки O_3 определится выражением

$$\vec{a}_{A_2O_3} = \vec{a}_{A_1O_1} + \vec{a}_{A_2A_1}^k + \vec{a}_{A_2A_1}^r,$$

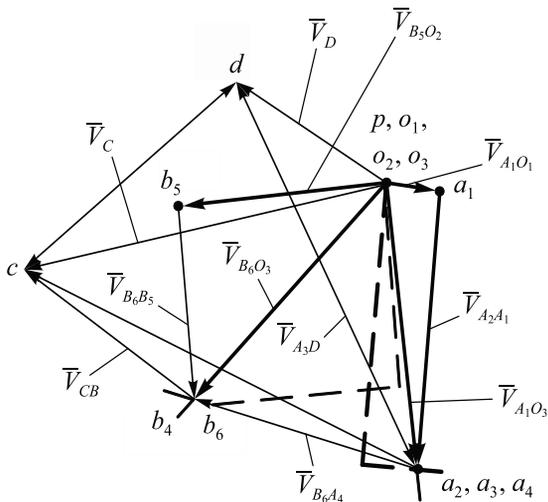


Рис. 2. План скоростей кантователя в режиме кантовки заготовки

где $\vec{a}_{A_2A_1}^k = 2\omega_2 \vec{V}_{A_2A_1}$ – есть кориолисово ускорение точки A_2 относительно точки A_1 и его направление определяется путем поворота скорости $\vec{V}_{A_2A_1}$ на 90° в сторону вращения звеньев 1 и 2; $\vec{a}_{A_2A_1}^r$ – релятивное ускорение точки A_2 относительно точки A_1 , параллельное линии O_1A .

Поскольку скорость $\vec{V}_{A_2A_1}$ постоянна во времени, то ускорение $\vec{a}_{A_2A_1}^r$ равно нулю. С другой стороны, ускорение $\vec{a}_{A_2O_3}$ можно определить как

$$\vec{a}_{A_2O_3} = \vec{a}_{A_2O_3}^n + \vec{a}_{A_2O_3}^t,$$

где $\vec{a}_{A_1O_1}^n = \omega_2^2 l_{O_1A}$ – нормальное ускорение точки A_2 относительно точки O_3 , направленное к этой точке; $\vec{a}_{A_2O_3}^t$ – тангенциальное ускорение точки A_2 относительно точки O_3 , направленное перпендикулярно линии O_3A .

Таким образом, для определения ускорения $\vec{a}_{A_2O_3}$ получим систему уравнений

$$\begin{cases} \vec{a}_{A_2O_3} = \vec{a}_{A_1O_1}^n + \vec{a}_{A_1O_1}^t + \vec{a}_{A_2A_1}^k; \\ \vec{a}_{A_2O_3} = \vec{a}_{A_2O_3}^n + \vec{a}_{A_2O_3}^t. \end{cases} \quad (1)$$

Учтем, что кориолисово ускорение $\vec{a}_{A_2A_1}^k$ совпадает по направлению с ускорением $\vec{a}_{A_2O_3}^t$.

Ускорение $\vec{a}_{B_5O_2}$ точки B_5 находится из соотношения

$$\vec{a}_{B_5O_2} = \vec{a}_{B_5O_2}^n + \vec{a}_{B_5O_2}^t,$$

в котором $\vec{a}_{B_5O_2}^n = \omega_5^2 l_{O_2B}$ – нормальное ускорение точки B_5 относительно точки O_2 , направленное к этой точке; $\vec{a}_{B_5O_2}^t$ – тангенциальное ускорение точки B_5 относительно точки O_2 , направленное перпендикулярно O_2B .

Ускорение $\vec{a}_{B_6O_3}$ точки B_6 , равно ускорению $\vec{a}_{B_4O_3}$ точки B_4 , определится относительно точки A как

$$\vec{a}_{B_6O_3} = \vec{a}_{A_4} + \vec{a}_{B_6A_4}^n + \vec{a}_{B_6A_4}^t, \quad (2)$$

где $\vec{a}_{B_6A_4}^n = \omega_4^2 l_{AB}$ – нормальное ускорение точки B_6 относительно точки A_4 , направленное параллельно AB ; $\vec{a}_{B_6A_4}^t$ – тангенциальное ускорение точки B_6 относительно точки A_4 , направленное перпендикулярно AB .

С другой стороны, ускорение $\vec{a}_{B_6O_3}$ точки B_6 относительно точки O_3 определится как $\vec{a}_{B_6O_3} = \vec{a}_{B_6O_3}^n + \vec{a}_{B_6O_3}^t$.

Зная ускорение $\vec{a}_{B_6O_3}$ и учитывая, что $\vec{a}_{B_6O_3} = \vec{a}_{B_6O_3}^n + \vec{a}_{B_6O_3}^t + \vec{a}_{B_6B_5}^k + \vec{a}_{B_6B_5}^r$, где $\vec{a}_{B_6B_5}^k = 2\omega_5 \vec{V}_{B_6B_5}$ – кориолисово ускорение точки B_6 относительно точки B_5 и его направление определяется путем поворота скорости $\vec{V}_{B_6B_5}$ на угол 90° в сторону вращения звеньев 5 и 6; $\vec{a}_{B_6B_5}^r$ – релятивное ускорение точки B_6 относительно точки B_5 , параллельное O_2B , можно определить $\vec{a}_{B_6B_5}^r$ и $\vec{a}_{B_5O_2}^t$.

Покажем план ускорений кантователя в режиме кантовки заготовки (рис. 3). Из полюса π плана откладываем вектор ускорения $\vec{a}_{A_1O_1}^n$ в выбранном масштабе $\mu_a = \frac{\vec{a}_{A_1O_1}^n}{\pi n_1}$. Далее из конца этого вектора перпендику-

лярно O_1A отложим вектор ускорения \vec{a}_{A_2, A_1}^k и продолжим этот вектор ускорением $\vec{a}_{A_1 O_1}^\tau$. Далее, используя второе уравнение системы (1), из полюса π проведем параллельно O_3A вектор ускорения $\vec{a}_{A_2 O_3}^n$ и из его конца линию ускорения $\vec{a}_{A_2 O_3}^\tau$ перпендикулярно O_3A , которая в пересечении с линией ускорения $\vec{a}_{A_1 O_1}^\tau$ определит истинное положение точек A_2, A_3, A_4 на плане. Далее, из полюса π плана ускорений откладываем вектор ускорения $\vec{a}_{B_6 O_3}^n$ и из его конца перпендикулярно проведем линию ускорения $\vec{a}_{B_6 O_3}^\tau$.

Используя уравнение (2), из точки A_4 отложим вектор ускорения $\vec{a}_{B_6 A_4}^n$ и из его конца перпендикулярно прямой AB проведем линию ускорения $\vec{a}_{B_6 A_4}^\tau$, которая в пересечении с линией ускорения $\vec{a}_{B_6 O_3}^\tau$ определит истинное положение точек B_4, B_6 на плане. Далее из полюса π плана отложим ускорение $\vec{a}_{B_5 O_2}^n$ и из его конца перпендикулярно линии O_2B проведем линию ускорения $\vec{a}_{B_5 O_2}^\tau$. Из точки B_6 отложим перпендикулярно O_2B вектор ускорения $\vec{a}_{B_6 B_5}^k$ и из его конца перпендикулярно проведем линию ускорения $\vec{a}_{B_6 B_5}^r$. Точка пересечения этих линий вполне определит ускорения $\vec{a}_{B_6 B_5}^r$ и $\vec{a}_{B_5 O_2}^\tau$.

Вектора ускорений \vec{a}_C и \vec{a}_D находим аналогично определению скоростей \vec{V}_C и \vec{V}_D .

Угловые ускорения звеньев 2, 3, 4 и 5 определим из соотношений

$$\varepsilon_2 = \frac{a_{A_1 O_1}^\tau}{l_{O_1 A}} = \frac{ka_2 \mu_a}{l_{O_1 A}}; \varepsilon_3 = \varepsilon_4 = \frac{a_{B_6 A_4}^\tau}{l_{AB}} = \frac{mb_6 \mu_a}{l_{AB}};$$

$$\varepsilon_5 = \frac{a_{B_5 O_2}^\tau}{l_{O_2 B}} = \frac{pb_5 \mu_a}{l_{O_2 B}}.$$

Выполненное исследование позволяет найти все силы и моменты сил инерции в роликовом кантователе и обратиться к задаче его кинестатического исследования.

По проведенному кинематическому исследованию можно сделать вывод о, в целом, стабильной работе роликового кантователя. Однако, по мнению авторов, конструкция рассматриваемого кантователя может быть усовершенствована. Недостатком ее является использование в качестве приводных штоков поршней гидро-

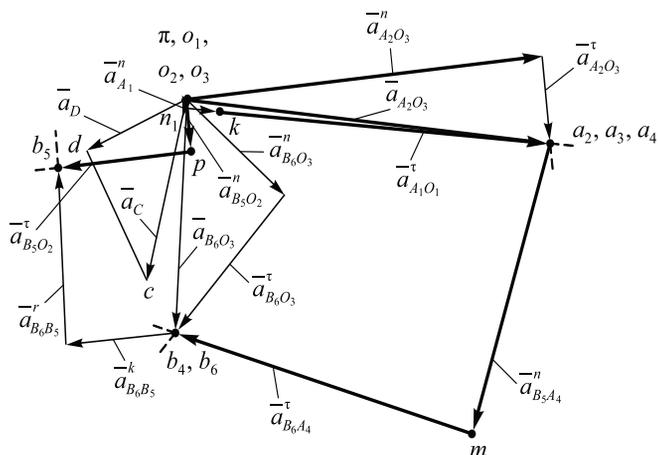


Рис. 3. План ускорений кантователя в режиме кантовки заготовки

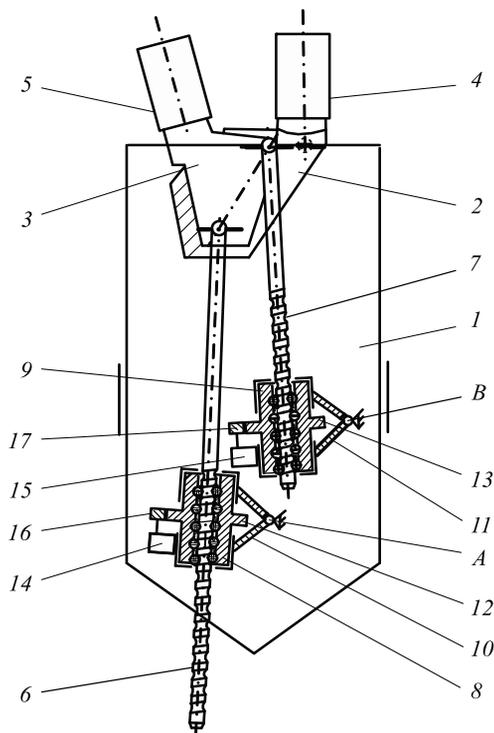


Рис. 4. Электромеханический кантователь прокатного стана: 1 – корпус кантователя; 2 – коромысло; 3 – шатун; 4 – кантующий ролик; 5 – прижимной ролик; 6, 7 – приводные штоки, выполненные с винтовой нарезкой; 8, 9 – гайки; 10, 11 – корпуса гаек; 12, 13 – зубчатые колеса; 14, 15 – приводные электродвигатели гаек; 16, 17 – приводные шестерни; А и В – шарниры

цилиндров, что связано с утечками рабочей жидкости через уплотнения и зазоры, ее нагревом при работе, приводящим к уменьшению вязкости рабочей жидкости, увеличению утечек и неравномерному движению штоков поршней, сопровождающемуся рывками.

На основании проведенных кинематических расчетов предлагается усовершенствованная конструкция электромеханического кантователя прокатного стана [2], в котором вместо гидроцилиндров используется шариковинтовое соединение (рис. 4).

Выводы. Предлагаемые конструктивные особенности позволяют повысить КПД кантователя, обеспечить его высокую нагрузочную способность и большую долговечность благодаря использованию шариковинтовых соединений, а также плавное и равномерное движение элементов схвата.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Целиков А.И. Машины и агрегаты металлургических заводов: учебник для вузов. В 3-х т. Т. 3. Машины и агрегаты для производства и отделки проката / 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1988. – 680 с.
2. Пат. 2484909 РФ, МПК В21В39/24. Электромеханический кантователь прокатного стана / Л.Т. Дворников, А.В. Тутынин. заявл. 08.12.2011; опубл. 20.06.2013.

УДК 621.313

А.Н. Савельев¹, М.В. Кипервассер¹, Д.С. Аниканов², В.Е. Реморов¹¹ Сибирский государственный индустриальный университет² ООО «ПНУ ОК «СПС»

ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МЕТОДА КОНТРОЛЯ СОСТОЯНИЯ МАШИН ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ АГРЕГАТОВ ПО ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ ПРИВОДА

Аннотация. Рассмотрена методика контроля аварийных режимов конвейерного транспорта. Описан процесс преобразования энергии от питающей сети до механической работы двигателя. Показано наличие устойчивой связи величин электрических параметров двигателя с состоянием приводного механизма.

Ключевые слова: конвейер, методы и средства защиты, асинхронный электродвигатель, энергетические показатели.

ON THE USE OF THE METHOD OF MONITORING THE CONDITION OF MACHINERY TECHNOLOGICAL UNITS BY THE ENERGY PARAMETERS OF THE DRIVE

Abstract. The method of monitoring emergency operations of conveyor transport has been studied. The process of converting energy from the power supply to the mechanical operation of the engine has been described. The presence of a stable connection between the quantities of electrical parameters of the engine with the state of the drive mechanism has been shown.

Keywords: conveyor, methods and means of protection, induction motor, energy data.

Своевременное и точное определение места и характера повреждения технологического оборудования является важной задачей [1]. Существующие на сегодняшний день методы и средства защиты не могут в полной мере охватить весь спектр аварийных ситуаций, присущих технологическим установкам. Предложенная методика диагностики аварийных состояний механизма машины с помощью замера электрических параметров сопряженного с механизмом электродвигателя [1] позволяет контролировать общий уровень работоспособности машин. В настоящей работе делается оценка зависимости изменения электрических параметров электродвигателя от возникающих в механизме аварийных ситуаций.

Исходим из того, что механическую мощность привода, преобразованную из электрической, в электродви-

гателе можно выразить через параметры электрических цепей. В качестве конкретного объекта, на котором рассматривается этот вопрос, возьмем широко распространенный конвейерный транспорт с использованием в качестве приводного элемента асинхронного двигателя с короткозамкнутым ротором [2]. Широкое применение асинхронных двигателей обуславливается простотой их обслуживания в процессе эксплуатации, несложностью конструкции, малой стоимостью и высокой надежностью. В такого рода системах при преобразовании энергии присутствуют различного рода потери (рис. 1).

Процесс преобразования электрической энергии в механическую в асинхронной машине может быть описан уравнением баланса активной мощности. На основании закона сохранения энергии для двигательного режима работы можно записать [3]

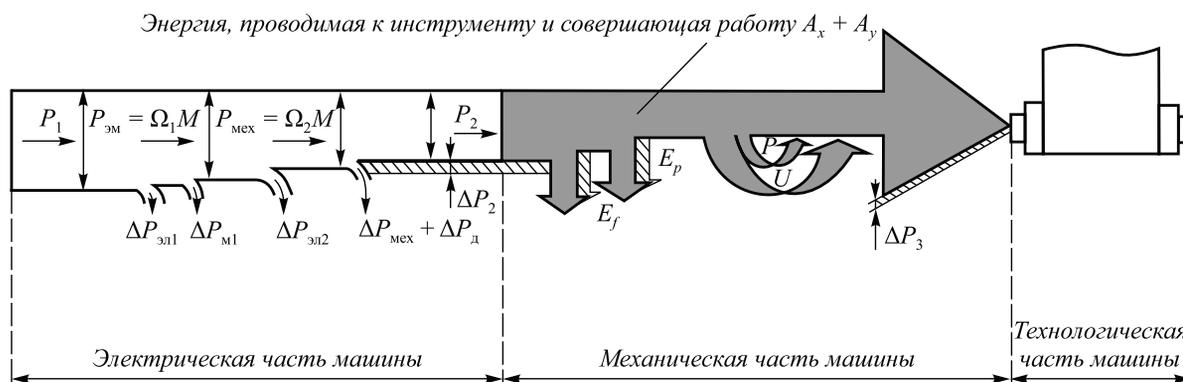


Рис. 1. Диаграмма энергетического баланса системы асинхронный двигатель – механическая часть машины – исполнительный механизм

$$P_1 = P_2 + \Delta P_{эл1} + \Delta P_{эл2} + \Delta P_{м1} + \Delta P_{мех} + \Delta P_{д}, \quad (1)$$

где P_1 – электрическая мощность, потребляемая из сети; P_2 – полезная механическая мощность; $\Delta P_{эл1}$ и $\Delta P_{эл2}$ – потери мощности в обмотке статора и ротора; $\Delta P_{м1}$ – магнитные потери в пакете магнитного провода статора; $\Delta P_{мех}$ – механические потери; $\Delta P_{д}$ – добавочные потери.

Мощность на валу двигателя (P_2) в свою очередь определяется технологической мощностью P_3 конвейера и потерями ΔP_3 в механоприводе привода: $P_2 = P_3 - \Delta P_3$,

где $\Delta P_3 = E_1 + E_2 + \frac{dP}{dt} + \frac{dW}{dt}$ – потери, возникающие в механоприводе; здесь E_1, E_2 – потери мощности в механической части привода; dP/dt и dW/dt – изменения потенциальной энергии механической части привода и механизма.

Выход из строя элементов машины увеличивает значение потерь ΔP_3 . Выразим последние через электрические показатели и покажем наличие их однозначной связи, т.е. $\Delta P_3 = P_2 - P_3$; при этом будет иметь в виду, что с роторной обмотки у асинхронного двигателя снимать электрические характеристики трудно. В связи с этим в данном выражении могут фигурировать только электрические характеристики статора.

Применительно к асинхронному приводу математическое описание мощности P_2 на валу двигателя может быть записано с использованием классического математического описания электрической машины [3]:

$$P_2 = M\omega_2 = \frac{m_2 p}{\omega_1} E_{2н} I_2 \cos \psi_2 \omega_2, \quad (2)$$

где M – механический момент на валу ротора; ω_1 и ω_2 – синхронная скорость поля статора и скорость вращения ротора; m_2 – число фаз обмотки ротора; p – число пар полюсов; $E_{2н}$ – ЭДС неподвижного ротора; I_2 – фазный ток обмотки ротора; ψ_2 – угол сдвига фаз тока ротора и ЭДС.

Если в это уравнение подставить величину $E_{2н} = 4,44 f w_2 k_2 \Phi$, то получим следующее выражение момента:

$$P_2 = \frac{m_2 p}{\omega_1} 4,44 f w_2 k_2 \Phi I_2 \cos \psi_2 \omega_2, \quad (3)$$

где f – частота напряжения сети; w_2 – количество витков обмотки ротора; k_2 – обмоточный коэффициент ротора; Φ – постоянный магнитный поток в зазоре.

Активную составляющую первичного напряжения машины согласно данным работы [3] выразим как

$$U_1 \cos \phi_1 = I_1 R_1 + U \cos \psi_1, \quad (4)$$

где U_1 – напряжение статора; ϕ_1 – угол сдвига фаз между током и напряжением статора; U – модуль вектора ЭДС статора; ψ_1 – угол сдвига фаз между ЭДС и током статора; I_1 и R_1 – ток статора и его активное сопротивление.

Умножив левую и правую части уравнения (4) на параметр I_1 , получим выражение мощности, потребляе-

мой одной фазой двигателя, через потери мощности в медной обмотке статора и через мощность, передаваемую одной фазой вращающемуся полю:

$$U_1 I_1 \cos \phi_1 = I_1^2 R_1 + U I_1 \cos \psi_1. \quad (5)$$

Далее заменим $I_1 \cos \psi_1$ через соответствующие составляющие намагничивающего тока и приведенного тока ротора [3]:

$$I_1 \cos \psi_1 = I_0 \sin \alpha + I'_2 \cos \psi_2, \quad (6)$$

где I_0 – ток ветви намагничивания; α – угол магнитных потерь; I'_2 – приведенный ток ротора.

Подставив выражение (6) в уравнение (5), получим

$$U_1 I_1 \cos \phi_1 = I_1^2 R_1 + U I_0 \sin \alpha + U I'_2 \cos \psi_2.$$

Из полученного выражения следует, что

$$I'_2 \cos \psi_2 = \frac{U_1}{U} I_1 \cos \phi_1 - \frac{I_1^2 R_1}{U} - I_0 \sin \alpha; \quad (7)$$

здесь $I_0 \sin \alpha$ – произведение тока ветви намагничивания и синуса угла магнитных потерь – величина незначительная и в процессе работы остается практически неизменной.

Реальный ток ротора I_2 при известном значении приведенного тока I'_2 определится выражением [3]:

$$I_2 = I'_2 \frac{3 w_1 k_1}{m_2 w_2 k_2}, \quad (8)$$

в котором w_1 и w_2 – количество витков обмотки статора и ротора; k_1 – обмоточный коэффициент статора.

Тогда выражение (3) мощности на валу двигателя с учетом выражений (7) и (8) будет иметь вид [4]

$$P_2 = \frac{13,32 f \Phi w_1 k_1 \omega_2}{\omega_1} \left(\frac{U_1}{U} I_1 \cos \phi_1 - \frac{I_1^2 R_1}{U} - I_0 \sin \alpha \right).$$

Подставив выражение (8) в уравнение $\Delta P_3 = P_2 - P_3$, получим

$$\Delta P_3 = \frac{13,32 f \Phi w_1 k_1 \omega_2}{\omega_1} \times \left(\frac{U_1}{U} I_1 \cos \phi_1 - \frac{I_1^2 R_1}{U} - I_0 \sin \alpha \right) - P_3.$$

Зная постоянные $R_1, w_1, k_1, \Phi, \omega_1$ и практически не меняющую величину $I_0 \sin \alpha$, а также считая медленно меняющейся в рамках технологического процесса величину P_3 , можно контролировать изменение потерь мощности ΔP_3 через измерения параметров U_1, I_1 и $\cos \phi_1$.

Для оценки пригодности метода контроля аварийных ситуаций был исследован конвейерный механизм отгрузки угольного концентрата на закрытый склад

ОФ «Черниговская коксовая». Технологическая схема этого механизма приведена на рис. 2. Конвейер оснащен асинхронным электродвигателем с короткозамкнутым ротором (Type SK 180 LX/4 TF 50 Hz, 400/690 V, 42,6/24,6 A, 22 kW, 41,7 A, 25,3 kW, $\cos\phi = 0,82$, 1460 об/мин, $\cos\phi = 0,83$, 1760 об/мин). Питание двигателя осуществляется частотным преобразователем (Altivar 71). Одной из штатных опций преобразователя является возможность замера в текущем масштабе времени набора электрических параметров двигателя и передачи данных на сервер. Пример массива таких данных приведен ниже (параметры снимали 09.04.13 г.):

Время	I_1 , А	U_1 , В	P , %
8:00:07	16,70000076	365	15
8:00:08	16,79999924	365	14
8:00:09	16,89999962	365	15
8:00:10	16,89999962	365	14
8:00:11	16,89999962	365	14
8:00:12	16,89999962	364	14
8:00:12	17,00000000	364	14
8:00:13	17,00000000	365	14

В набор измеряемых параметров входят напряжение (U_1) и ток (I_1) статора, а также потребляемая активная мощность (P) в процентах от номинальной. Во время проведения эксперимента моделировался ряд аварийных ситуаций: расцепление муфты двигателя, рассоединение муфты редуктора, заклинивание одного ролика на грузонесущей ветви транспортера, увеличение размеров стыка транспортной ленты. Параметры двигателя фиксировали блоками информации объемом от нескольких секунд до нескольких минут. Повторялась запись блоков в каждом из опытов не менее 30 раз. Затем находилось математическое ожидание в каждом из блоков и в каждом из опытов в целом. Оценивалась устойчивость результатов замеров по критерию Фишера, который во всех опытах был меньше допустимого. Из таблицы видно, что активная мощность двигателя при работающем на холостом ходу конвейере составляет 3,08 кВт и расходуется на все виды потерь в двигателе, редукторе и собственно конвейере. При исправном состоянии всех узлов ее можно считать постоянной.

Моделирование процесса выхода из строя муфты двигателя показало, что потребление мощности

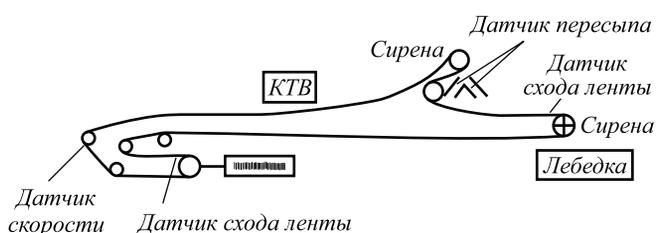


Рис. 2. Технологическая схема конвейерного механизма отгрузки угольного концентрата

Результаты замеров энергетических составляющих привода конвейера

Аварийные режимы	Опытные данные		
	I , А	U , В	P , кВт
<i>Электропривод с конвейером (без нагрузки)</i>			
–	16,80	359,0	3,08
<i>Загруженность конвейера 100 %</i>			
–	19,97	391,0	5,37
<i>Загруженность конвейера 50 %</i>			
–	20,10	392,0	4,18
<i>Моделируемые аварийные ситуации</i>			
Расцепление муфты двигателя	8,46	358,0	0,52
Расцепление муфты редуктора	14,32	358,2	0,74
Обрыв ленты	14,32	358,2	0,74
Заклинивание опорного ролика по грузонесущей ветви (без горной массы)	17,50	371,0	3,3
Заклинивание опорного ролика по грузонесущей ветви (с горной массой)	21,53	389,0	5,94
Наличие увеличенного стыка (прохождение стыка по головному барабану)	17,00	360,0	3,24

привода падает до минимально возможной величины 0,52 кВт. Мощность, потребляемая двигателем с редуктором, при разрушении муфты редуктора, составляет 0,74 кВт, что больше мощности, потребляемой конвейером при его работе без нагрузки. При заклинивании одного ролика также имеются индивидуальные значения изменения потребляемой мощности, по которым могут быть идентифицированы поломки. Аналогичным образом обстоит дело и с такой поломкой, как увеличение зазора в стыке ленты.

Выводы. Результаты эксперимента показывают наличие устойчивой связи электрических параметров двигателя с состоянием приводного механизма. При этом энергетические показатели для каждого из повреждений индивидуальны, что позволяет не только фиксировать факт, но и идентифицировать вид поломки оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савельев А.Н., Кипервассер М.В., Анисанов Д.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 12. С. 37 – 41.
2. Большаков А.С. Углеобогатительные и брикетные фабрики. – Л.: Углетехиздат, 1982. – 240 с.
3. Касаткин А.С., Перекалин М.А. Электротехника. – М.: Государственное энергетическое издательство, 1955. – 376 с.
4. Пугачев Е.В., Кипервассер М.В., Анисанов Д.С. // Вестник КузГТУ. 2013. № 3. С. 101 – 105.

© 2013 г. А.Н. Савельев, М.В. Кипервассер, Д.С. Анисанов, В.Е. Реморев
Поступила 27 сентября 2013 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 519.876.2

В.В. Зимин, С.М. Кулаков, М.В. Пургина, Р.С. Койнов

Сибирский государственный индустриальный университет

ФОРМАЛИЗАЦИЯ ЗАДАЧ КЛАССИФИКАЦИИ, РАСПОЗНАВАНИЯ И ПРОТИВОДЕЙСТВИЯ ПРОИСШЕСТВИЯМ НА СТАДИИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ИТ-СЕРВИСОВ*

Аннотация. Описывается классификация ИТ-происшествий и соответствующая ей структура механизмов обработки происшествий (ИТ-процессов). Формулируются задачи синтеза оптимальных механизмов обработки событий, инцидентов, проблем, распознавания категории ИТ-происшествия. Предлагается функциональная структура системы управления эксплуатацией ИТ-сервисов.

Ключевые слова: ИТ-событие, ИТ-происшествие, ИТ-инцидент, ИТ-проблема, механизм функционирования, механизм распознавания, система управления, оптимальный механизм.

CLASSIFICATION TASK FORMALIZATION, RECOGNITION AND COUNTERACTION OF INCIDENTS ON IT-SERVICES OPERATION STAGE

Abstract. In the article the classification of IT-incidents and structure of mechanisms of processing of incidents (IT-processes) corresponding to it is described. The problems of synthesis of optimum mechanisms of processing of events, incidents, problems, recognitions of category of IT-incident are formulated. The functional structure of IT-processes operation management system is offered.

Keywords: IT-event, IT-occurrence, IT-incident, IT-problem, functioning mechanism, recognition mechanism, control system, optimum mechanism.

Важнейшей стадией жизненного цикла ИТ-сервиса является эксплуатация [1, 2]. Именно на этой стадии потребитель получает возможность применять и извлекать выгоду из сервиса, разработку которого выполняли на проектных стадиях: разработка стратегии, проектирование и внедрение. Применению сервиса потребителем сопутствуют многие ИТ-происшествия¹, которые снижают результативность активов потребителя сервиса. При значительном количестве поставляемых ИТ-провайдером сервисов, в силу большого многообразия сервисных активов, разнообразия внешних и внутренних возмущающих воздействий, влияющих на функционирование активов провайдера, количество ИТ-происшествий может исчисляться сотнями и тысячами в сутки. Для решения задач противодействия ИТ-происшествиям ИТ-провайдер разрабатывает и постоянно совершенствует специальные механизмы распознавания, предотвращения и снижения последствий происшествий (механизмы управления и противодействия [3]).

* Работа выполнена в рамках научного исследования при поддержке государства в лице Минобрнауки России. Соглашение 14.V37.21.0391.

¹ ИТ-происшествие – проявление (результат) контролируемого или неконтролируемого возмущающего воздействия в форме отклонения от нормативного режима функционирования какого-либо сервисного ИТ-актива.

² Доступность сервиса – готовность ИТ-сервиса к реализации предусмотренной процедуры в согласованное время.

В качестве оснований классификации предлагаются два основных свойства ИТ-происшествия:

– степень влияния (доступность²) происшествия на ключевую для клиента характеристику сервисов; знание которой позволяет сформулировать цель системы противодействия ИТ-происшествиям, исходя из интересов потребителей сервиса, на практике по этому свойству различают три вида происшествий: событие, инцидент, проблема [2];

– активобусловленность происшествия, т.е. его связь с типом некорректно функционирующего ИТ-актива, который определяет специализацию ИТ-деятельности по восстановлению штатного функционирования актива (ITIL-3 [1, 2] различает девять типов ИТ-активов: финансовый капитал, инфраструктура, приложения, информация, управленческие активы, организационные решения, знания, персонал, ИТ-процессы).

Событие – обнаруженное некорректное функционирование любого ИТ-актива, не приводящее к недоступности сервиса (сервисов) для пользователей. Событие является «предвестником» будущей недоступности сервисов. С позиции теории управления событие представляет собой эффект контролируемого возмущения для системы управления эксплуатацией сервисов.

Инцидент – обнаруженное некорректное функционирование ИТ-актива, которое приводит к потере до-

ступности ИТ-сервиса (сервисов) для пользователей и не связано с ошибкой проектирования сервиса или неэффективным проектным решением. С позиции теории управления инцидент также является эффектом контролируемого возмущения.

Проблема – обнаруженное некорректное функционирование ИТ-актива, которое приводит к потере доступности ИТ-сервиса для пользователей и связано с наличием ошибки в проекте или неэффективностью проектного решения, т.е. с некачественным проектированием сервиса. Проблема проявляется в многократно воспроизводящихся инцидентах («проблемных» инцидентах). С позиции теории управления проблема является эффектом неконтролируемого возмущения.

Категория конкретного ИТ-происшествия определяется сочетанием вида и типа происшествия. При девяти типах активов и трех видах происшествий получаем 27 возможных категорий и соответствующих им классов ИТ-происшествий. Для каждого класса необходим специализированный механизм противодействия, позволяющий минимизировать последствия ИТ-происшествий. Чтобы воспользоваться этими механизмами, необходимо предварительно решить задачу распознавания категории конкретного ИТ-происшествия, которая не всегда является тривиальной.

Задача разработки процедуры распознавания категории ИТ-происшествий

Пусть $CI^q = \{ci_n^q | n = \overline{1, N^q}\}$ – некоторая ИТ-конфигурация, которая отражена в базе данных конфигураций (CMDB) ИТ-провайдера [4]; здесь ci_n^q и N^q – компоненты и их количество конфигурации.

Пусть $b(ci_n^q) = \{b_m(ci_n^q) | m = \overline{1, M_n^q}\}$ – базовый уровень характеристик компоненты конфигурации ci_n^q , описываемый совокупностью нормативных значений его параметров b_m и их количеством M_n^q , соответствующих штатному режиму функционирования. Определим базовый уровень $B(CI^q)$ характеристик конфигурации CI^q как совокупность базовых уровней характеристик ее компонентов: $B(CI^q) = \{b(ci_n^q) | n = \overline{1, N^q}\}$. Под ИТ-происшествием $b^\Delta(ci_n^q)$ с конфигурационным элементом ci_n^q будем понимать зафиксированное отклонение фактических значений характеристик конфигурационного элемента от их нормативных значений, т.е. от значений характеристик его базового уровня: $b^\Delta(ci_n^q) = \{b_l^\Delta(ci_n^q) | l \in L \subset \overline{1, M_n^q}\}$, где b_l^Δ – отклонение фактического значения характеристики от нормативного; L – количество характеристик конфигурационного элемента, не соответствующих базовому уровню. Определим происшествие $B^\Delta(CI^q) = \{b^\Delta(ci_n^q) | n = \overline{1, N^q}\}$ с конфигурацией CI^q , как совокупность происшествий с составляющими ее компонентами.

Постановка задачи построения процедуры распознавания категории ИТ-происшествия. Заметим,

что распознавание событий является тривиальной задачей, так как сообщения обо всех обнаруженных событиях содержат необходимые данные для определения их категории. Поэтому далее ограничимся задачей распознавания проблемных и простых (не проблемных) инцидентов. Первые являются проявлением проблемы – ошибки или неэффективного решения при проектировании и могут быть устранены посредством инициирования и реализации ИТ-изменения. Результат распознавания может быть как верным (простой инцидент распознается как простой, а проблемный – как проблемный), так и неверным (простой инцидент распознается как проблемный, а проблемный – как простой). При неверном распознавании реализуется «холостой» проектный цикл изменения ИТ-актива механизмом $P(J_k)$ устранения проблем, либо разрешение реальной проблемы откладывается, что приводит к увеличению числа повторных проблемных инцидентов.

Обозначим через $\sigma(b^\Delta(ci_n^q))$ процедуру распознавания происшествия $b^\Delta(ci_n^q)$ k -го типа. Пусть $I = \bigcup_{k=1}^K I_k$

и $J = \bigcup_{k=1}^K J_k$ соответственно множества инцидентов и проблем, являющихся результатом распознавания процедурой $\sigma(b^\Delta(ci_n^q))$ происшествий в плановом периоде времени $(0, T)$, где k – тип ИТ-актива. Пусть также $I_k = I_k^{er}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q))) \cup I_k^{cor}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q)))$, $J_k = J_k^{er}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q))) \cup J_k^{cor}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q)))$, где $I_k^{er}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q)))$, $J_k^{er}(\sigma(b^\Delta(ci_n^q)))$ – множества некорректно распознанных процедурой $\sigma(b^\Delta(ci_n^q))$ происшествий с активами типа k . Некорректно опознанные инциденты I_k^{er} порождают в плановом периоде множество $I_k(J_k^{er})$ повторных инцидентов. Пусть $P(J_k)$ и $P(I_k)$ – механизм минимизации последствий инцидента; $z(P(I_k))$ и $z(P(J_k))$ – нормативные затраты на минимизацию последствий одного инцидента и одной проблемы k -го типа. Тогда математическую постановку задачи разработки процедуры $\sigma(b^\Delta(ci_n^q))$ распознавания происшествий можно представить следующим образом:

$$\sum_{k=1}^K |I_k(J_k^{er}(\sigma_k(b^\Delta(ci_n^q))))| z(P(I_k)) + \sum_{k=1}^K |I_k^{er}(\sigma_k(b^\Delta(ci_n^q)))| z(P(J_k)) \rightarrow \min_{\{\sigma_k(b^\Delta(ci_n^q))\}}; \quad (1)$$

$$\sum_{k=1}^K \{|I_k| z(P(I_k)) + |J_k| z(P(J_k))\} \leq Z^*.$$

Требуется разработать такую процедуру $\sigma(b^\Delta(ci_n^q))$ распознавания ИТ-происшествий, которая минимизирует совокупные затраты на уменьшение последствий повторных инцидентов и ошибочно выявленных проблем при затратах на устранение всех инцидентов и проблем в плановом периоде $(0, T)$, не превосходящих величину Z^* .

Постановка задач разработки механизмов противодействия событиям, инцидентам, проблемам

Пусть $SУ(S^{P_4}, P_4)$ – система управления стадией эксплуатации сервисов ИТ-провайдера. Здесь S^{P_4} – каталог сервисов провайдера; P_4 – совокупность натуральных ИТ-процессов (механизмов функционирования [3]), реализуемых провайдером на стадии эксплуатации с целью предоставления сервисов потребителю с согласованным уровнем качества. В состав процессов P_4 входит процесс, предназначенный для минимизации последствий ИТ-происшествий, составными компонентами которого являются, в соответствии с приведенной выше классификацией, процессы минимизации последствий событий, инцидентов и проблем.

Постановка задачи построения механизма противодействия, минимизирующего последствия событий. Пусть $E = \{e\}$ – множество событий с ИТ-активами на некотором плановом интервале времени $(0, T)$; $\{E_k | k \in \overline{1, K}\}$ – разбиение множества E на классы; E_k – подмножество событий, связанных с активами типа k . Обозначим через $\Delta t_k(e)$ интервал времени, в течение которого актив типа k , с которым произошло событие, сохраняет работоспособность. Пусть $P^*(E_k)$ – искомый механизм минимизации последствий события $e \in E_k$; $z(P^*(E_k))$ и $\tau_k(P^*(E_k))$ – нормативные затраты на реализацию механизма противодействия $P^*(E_k)$ и длительность работы механизма $P^*(E_k)$ для одного события, соответственно. Введем функцию $\varphi_k(P^*(E_k))$ – индикатор инцидента:

$$\varphi_k(P^*(E_k)) = \begin{cases} 1, & \text{если } \tau_k(P^*(E_k)) \leq \Delta t_k(e); \\ 0, & \text{если } \tau_k(P^*(E_k)) > \Delta t_k(e), \end{cases} \quad (2)$$

где $k \in \overline{1, K}$.

Задача построения механизма противодействия $P^*(E) = \{P^*(E_k) | k \in \overline{1, K}\}$ может быть формализована следующим образом:

$$\begin{aligned} \sum_{k=1}^K \sum_{e \in E} \varphi_k(P^*(E_k)) &\rightarrow \max_{P^*(E)}; \\ \sum_{k=1}^K |E_k| z(P^*(E_k)) &\leq Z^*(E), \end{aligned} \quad (2a)$$

где $|E_k|$ – мощность множества E_k .

Следовательно требуется разработать механизм противодействия $P^*(E) = \{P^*(E_k) | k \in \overline{1, K}\}$, который максимизирует количество событий, не приводящих к инцидентам и суммарные затраты на функционирование не превышающих заданной величины $Z^*(E)$.

Постановка задачи построения механизма противодействия, минимизирующего последствия инцидентов. Пусть $I = \{i\}$ – множество инцидентов, произошедших на некотором плановом интервале времени $(0, T)$; $\{I_k | k \in \overline{1, K}\}$ – разбиение множества I на классы; I_k – под-

множество инцидентов типа k ; $P^*(I) = \{P^*(I_k) | k \in \overline{1, K}\}$ – искомый механизм противодействия инцидентам I_k , минимизирующий их последствия; $z(P^*(I_k))$ – нормативные затраты на минимизацию последствий одного инцидента типа k ; $\tau(i|P^*(I_k))$ – нормативная длительность работы механизма противодействия $P^*(I_k)$ одному инциденту. Обозначим через $S_i = \{s_i\}$ совокупность сервисов, потерявших доступность из-за инцидента i . Пусть $d(s_i)$ – добавленная стоимость, создаваемая сервисом s_i в единицу времени. Тогда задачу синтеза механизма противодействия $P^*(I) = \{P^*(I_k) | k \in \overline{1, K}\}$, минимизирующей последствия инцидентов, можно представить следующим образом:

$$\begin{aligned} \sum_{k=1}^K \sum_{i \in I_k} \sum_{s \in S_i} d(s_i) \tau(i|P^*(I_k)) &\rightarrow \min_{P^*(I)}; \\ \sum_{k=1}^K |I_k| z(P^*(I_k)) &\leq Z^*(P^*(I)), \end{aligned} \quad (3)$$

где $|I_k|$ – мощность множества I_k .

Соответственно требуется разработать механизм противодействия $P^*(I) = \{P^*(I_k) | k \in \overline{1, K}\}$, который минимизирует потери потребителей из-за недоступности сервисов вследствие происшедших инцидентов, затраты на который не превышают заданной величины $Z^*(P^*(I))$. При «незрелых» процессах ИТ-провайдера, величины $d(s_i)$ могут быть оценены по значению приоритета инцидента [2], или задачу (3) можно записать по иному:

$$\begin{aligned} \sum_{k=1}^K \sum_{i \in I_k} \tau(i|P^*(I_k)) &\rightarrow \min_{P^*(I)}; \\ \sum_{k=1}^K |I_k| z(P^*(I_k)) &\leq Z^*(I). \end{aligned} \quad (3a)$$

Выражение (3a) соответствует минимизации общего времени недоступности сервисов из-за происшедших инцидентов.

Постановка задачи построения механизма противодействия, минимизирующего последствия проблем. Пусть $J = \{j\}$ – множество проблем, выявленных на плановом интервале времени $(0, T)$; $\{J_k | k \in \overline{1, K}\}$ – разбиение множества J на классы, где J_k – подмножество проблем типа k . Обозначим через $P^*(J) = \{P^*(J_k) | k \in \overline{1, K}\}$ искомый механизм противодействия проблемам J_k , минимизирующий их последствия, через $\tau(j|P^*(J_k))$ и $z(P^*(J_k))$ – длительность работы механизма $P^*(J_k)$ с проблемой типа k и затраты на обработку механизмом $P^*(J_k)$ одной проблемы k -го типа. Пусть также $I_j = \{i_j\}$ – множество инцидентов, вызванных проблемой j ; $P^*(I_k|J_k)$ – механизм минимизации последствий инцидента $i_j \in I_k$ при условии, что имеет место проблема $j \in J_k$; $z(P^*(I_k|J_k))$ – нормативные затраты на реализацию механизма $P^*(I_k|J_k)$; $\tau(i_j|P^*(I_k|J_k))$ – нормативная длительность минимизации последствий инцидента

$i_j \in I_k$ механизмом $P^*(I_k|J_k)$. Пусть $S_{ij} = \{s_{ij}\}$ – множество сервисов s_{ij} , ставших недоступными из-за инцидента i_j , вызванного проблемой j ; $s_{ij}(P^*(I_k|J_k))$ – версия сервиса s_{ij} , восстановленная механизмом $P^*(I_k|J_k)$. Потери $\delta Z(s_{ij})$ потребителя сервиса s_{ij} за период устранения инцидента i_j будут равны:

$$\delta Z(s_{ij}|P^*(J_k), P^*(I_k|J_k)) = \alpha_1 d(s_{ij}) \tau(i_j|P^*(I_k|J_k)) + \alpha_2 \left\{ d(s_{ij}) - d(s_{ij}(P^*(I_k|J_k))) \right\} \times \left\{ \tau(j|P^*(J_k)) - \tau(i_j|P^*(I_k|J_k)) \right\}, \quad (4)$$

где $d(s_{ij})$ и $d(s_{ij}(P^*(I_k|J_k)))$ – соответственно добавленные стоимости, создаваемые в единицу времени сервисами s_{ij} и $s_{ij}(P^*(I_k|J_k))$; α_1 и α_2 ($\alpha_1 + \alpha_2 = 1$) – весовые коэффициенты, отражающие значимость затрат провайдера соответственно на устранение проблемы и реализацию «обходного» пути.

Теперь задачу построения механизма противодействия, минимизирующего последствия зафиксированных проблем, можно сформулировать следующим образом:

$$\sum_{k=1}^K \sum_{j \in J_k} \sum_{s_{ij} \in S_{ij}} \delta Z(s_{ij}|P^*(J_k), P^*(I_k|J_k)) \rightarrow \min_{P(J), P(I|J)} ; \quad (5)$$

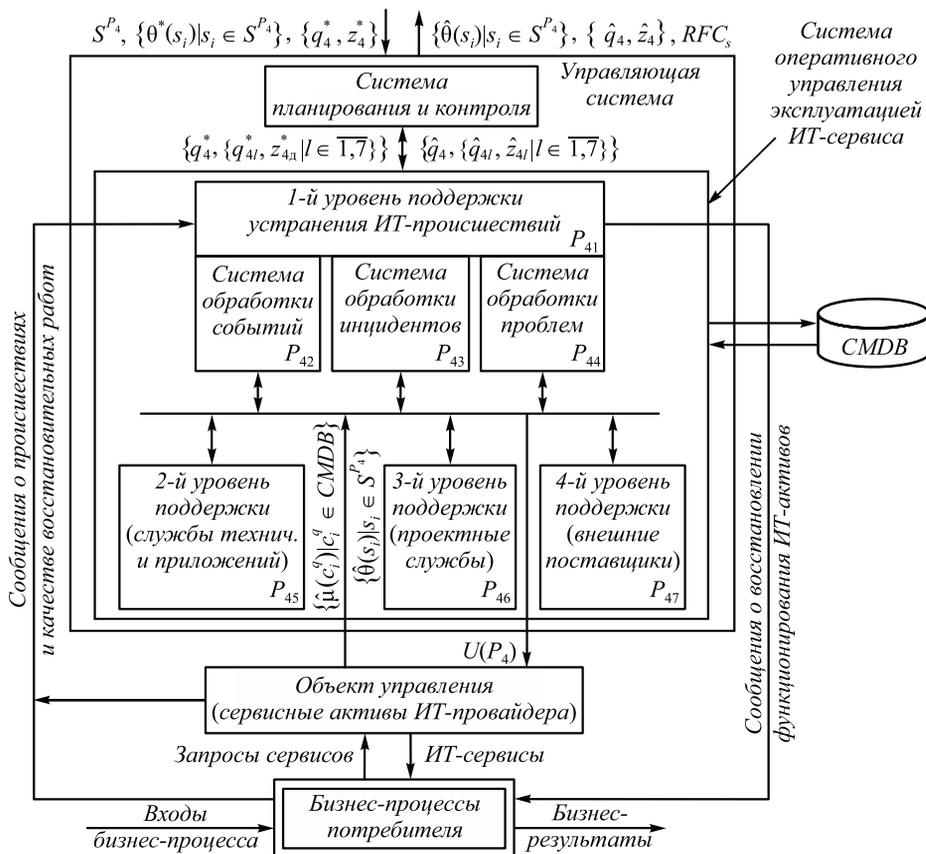
$$\sum_{k=1}^K \left\{ |J_k| z(P^*(J_k)) + |I_k| z(P^*(I_k|J_k)) \right\} \leq Z^*(J).$$

Необходимо разработать такой механизм $P^*(J) = \{P^*(J_k) | k = \overline{1, K}\}$ противодействия проблемам и такой механизм $P^*(I|J) = \{P^*(I_k|J_k) | k = \overline{1, K}\}$ устранения проблемным инцидентам, которые минимизируют потери потребителей сервисов, вызванных проблемами $j \in J$, а также удовлетворяют ограничению по затратам на создание и функционирование этих механизмов.

В качестве базовых типовых механизмов противодействия минимизирующих последствия событий, инцидентов и проблем, являющихся решениями задач (2), (3), (5), можно использовать процедуры, приведенные в ИТIL-3 [2].

Функциональная структура системы управления происшествиями на стадии эксплуатации сервисов

На основе изложенных представлений и материалов работы [5] разработана структура системы управления происшествиями (см. рисунок). Здесь S^{P_4} , $\{\theta^*(s_i) | s_i \in S^{P_4}\}$, $\{q_4^*, z_4^*\}$ – внешние управляющие воздействия для системы управления происшествиями: множество ИТ-сервисов, подлежащих поддержке на стадии эксплуатации; требования к качеству сервисов; требования к качеству процессов стадии, затраты на функционирование процессов поддержки; $\{q_4^*, \{q_{4l}^*, z_{4l}^* | l \in \overline{1, 7}\}\}$ – управляющие воздействия на систему оперативного управления эксплуатацией сервисов;



Функциональная структура системы управления происшествиями на стадии эксплуатации сервисов

$U(P_4)$ – управляющие воздействия на систему сервисных активов; $\{\hat{\mu}(ci^q) | ci^q \in CMDB\}$ – оценки показателей качества функционирования сервисных активов; RFC_s – запросы на изменения к вышестоящей системе.

Выводы. Основной целью системы управления эксплуатацией ИТ-сервисов является стабильное (с сохранением согласованного уровня эффективности) функционирование ИТ-процессов и служб, обеспечивающее результативное применение сервисов потребителем. В дальнейшем представляет интерес конкретизация механизмов управления, направленных на повышение эффективности процессов и служб при воздействии на систему управления неконтролируемых внешних и внутренних возмущений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. OGC-ITIL V3-1 – Service Strategy, TSO 2007. – 373 p.
2. OGC-ITIL V3-4 – Service Operation, TSO 2007. – 397 p.
3. Новиков Д.А. Теория управления организационными системами. – М.: МПСИ, 2005. – 584 с.
4. Зимин В.В., Кулаков С.М., Зимин А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 47 – 53.
5. Зимин В.В., Кулаков С.М., Зимин А.В. // Системы управления и информационные технологии. 2012. № 2.1 (48). С. 198 – 202.

© 2013 г. В.В. Зимин, С.М. Кулаков,
М.В. Пургина, Р.С. Койнов
Поступила 12 сентября 2013 г.

Э.Х. Ри, Хосен Ри, М.А. Ермаков, Г.А. Князев, В.Э. Ри

Тихоокеанский государственный университет (г. Хабаровск)

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СЕРОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ОБЛУЧЕНИЯ РАСПЛАВА НАНОСЕКУНДНЫМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Аннотация. Приводятся результаты исследования свойств серого чугуна, модифицированного различными по массе добавками ферросилиция ФС 45 в зависимости от продолжительности облучения расплава наносекундными электромагнитными импульсами. Свойства модифицированных чугунов изменяются по экстремальной зависимости от продолжительности облучения расплава. Для повышения физико-механических и эксплуатационных свойств модифицированных чугунов необходима определенная продолжительность облучения расплава.

Ключевые слова: механические свойства, эксплуатационные свойства, ферросилиций, продолжительность облучения, кристаллизация, модифицирование.

IMPROVEMENT OF MECHANICAL AND OPERATING PROPERTIES OF GRAY CAST IRON WHEN IRRADIATING ITS MELT BY NANOSECOND ELECTROMAGNETIC IMPULSES

Abstract. The research results on the properties of gray cast iron, having been modified by various additives FS-45, depending on the duration of melt irradiation by nanosecond electromagnetic impulses (NEMI) are submitted in the paper. The properties of cast irons modified with FS-45 vary in the extreme dependence on the duration of the melt irradiation by NEMI. Appropriate duration will contribute to the improvement of the mechanical and operating properties of gray cast iron.

Keywords: mechanical properties, operating characteristics, ferrosilicon, duration of irradiation, crystallization, modification.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния обработки расплава наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ) и модифицирования различными по количеству добавками ферросилиция марки ФС 45 на физико-механические и эксплуатационные свойства серого чугуна состава 3,3 % С; 1,5 % Si; 0,7 % Mn, менее 0,1 % P и S. Обработку расплава НЭМИ и модифицирование ферросилицием ФС 45 проводили в соответствии с ранее описанной методикой¹.

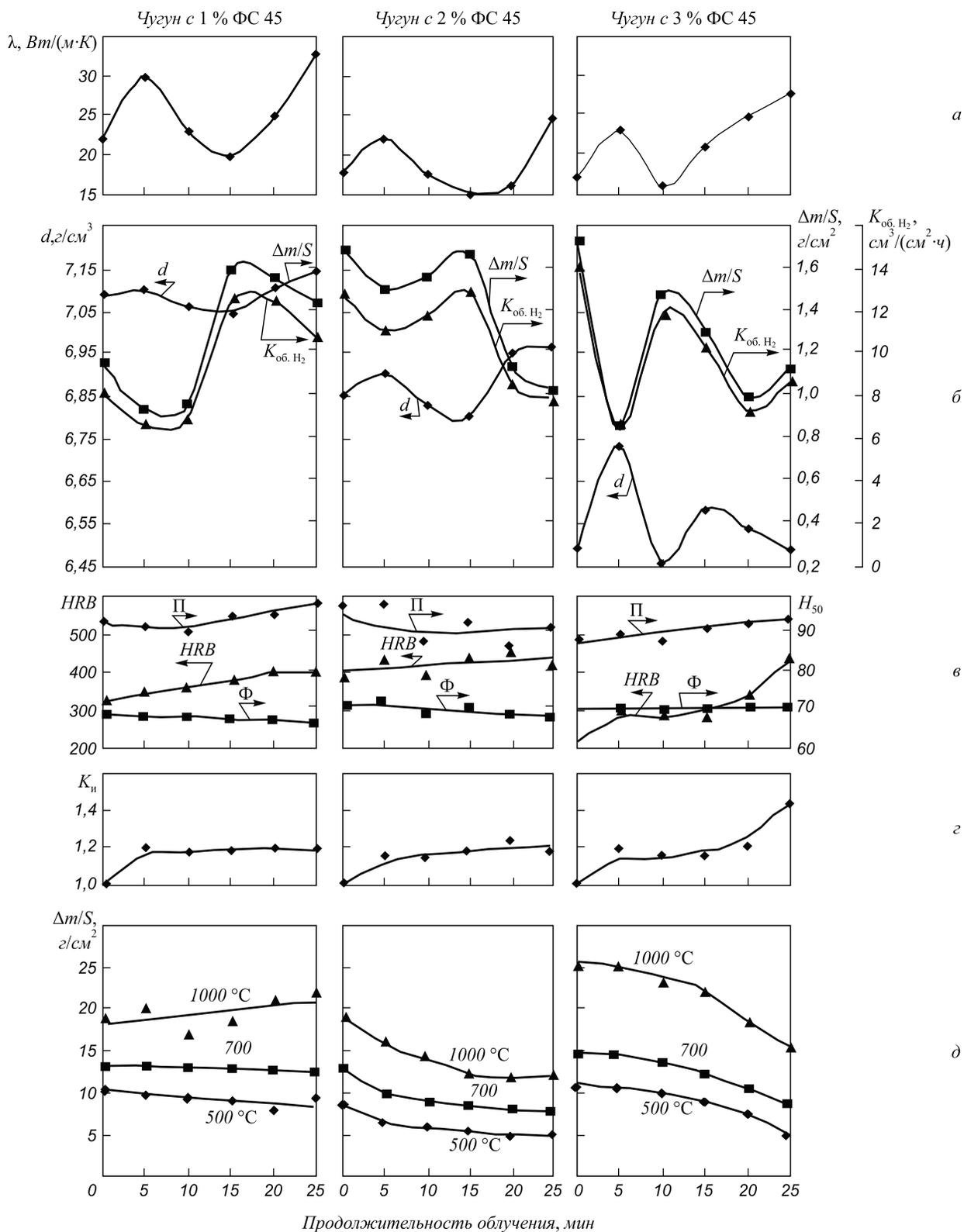
Из позиции *a* рисунка видно, что влияние продолжительности облучения расплава на теплопроводность λ модифицированных ферросилицием ФС 45 чугунов неоднозначно: резкий подъем теплопроводности наблюдается при 5-мин облучении с последующим ее снижением до продолжительности облучения $\tau_{\text{обл}} = 15$ мин для чугунов, модифицированных 1 и 2 % ФС 45, и до $\tau_{\text{обл}} = 10$ мин для чугуна, модифицированного 3,0 % ФС 45. Дальнейшее повышение продолжительности облучения расплава до $\tau_{\text{обл}} = 25$ мин способствует вновь увеличению теплопроводности. При этом ее значения становятся значительно выше, чем у необлученного и облученного в течение 5 мин чугунов. Следовательно,

для повышения теплопроводности модифицированных кремнием чугунов необходимо облучение их расплава в течение 5 или 25 минут: при 5-мин облучении расплава НЭМИ теплопроводность чугуна с 1,0 и 2,0 % ФС 45 возрастает в 1,33 и 1,26 раза, а чугуна с 3,0 % ФС 45 – в 1,28 раза; при 25-мин облучении расплава НЭМИ теплопроводность возрастает в 1,44 – 1,47 раза у чугунов, модифицированных 1,0 и 2,0 % ФС 45, и в 1,57 раза у чугуна с 3,0 % ФС 45.

Плотность d чугуна, модифицированного ферросилицием, изменяется по аналогичной зависимости от продолжительности облучения расплава, как и теплопроводность (поз. *b* рисунка). Исключением является чугун, модифицированный 3,0 % ФС 45, у которого наблюдается резкое уменьшение плотности и увеличение теплопроводности при $\tau_{\text{обл}} > 15$ мин.

Наблюдается неоднозначное влияние продолжительности облучения расплава на коррозионную стойкость $K_{\text{обл H}_2}$ модифицированных кремнием чугунов (см. рисунок, поз. *b*). Значения максимальной коррозионной стойкости чугуна наблюдаются до определенной продолжительности облучения расплава НЭМИ в зависимости от количества добавки ФС 45. Дальнейшее увеличение продолжительности облучения расплава НЭМИ уменьшает этот показатель. Для повышения коррозионной стойкости модифицированных

¹ Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 8. С. 16 – 19; № 10. С. 12 – 15.



Влияние продолжительности облучения расплава НЭМИ на свойства чугунов, модифицированных ферросилицием марки ФС 45

чугунов целесообразно облучение расплавов в течение 5 – 10 мин.

Твердость (HRB), микротвердость (H_{50}) и износостойкость ($K_{\text{и}}$) чугунов, модифицированных ферросилицием ФС 45 в количестве от 1,0 до 3,0 %, увеличиваются по мере повышения продолжительности

облучения расплавов (см. поз. *в* и *г* рисунок). Между твердостью и относительной износостойкостью существует прямая корреляция.

Облучение расплава НЭМИ положительно влияет на жаростойкость $\Delta m/S$ (окалиностойкость) модифицированных 2 – 3 % ФС 45 чугунов (см. рисунок, поз. *д*). При

облучении чугуна, модифицированного 1,0 % ФС 45, его температура не должна превышать 700 °С.

Выводы. Для повышения физико-механических и эксплуатационных свойств модифицированных кремнием чугунов необходима определенная продолжительность облучения расплавов: для достижения максимальной теплопроводности она должна соответствовать 25 мин; теплопроводность чугуна при этом повышается примерно в 1,5 – 1,6 раз; для повышения плотности модифицированных 1,0 – 2,0 % ФС 45 чугунов необходимо их облучение в течение 20 – 25 мин; чугунов, модифицированных 3,0 % ФС 45, – 5 мин; для повышения коррозионной стойкости модифицированных 1,0 и 3,0 % ФС 45 чугунов продолжительность облучения должна соответствовать

5 мин, а чугунов с 2,0 % ФС 45 – 20 – 25 мин; увеличение длительности облучения расплавов положительно влияет на твердость и износостойкость модифицированных чугунов, особенно в высококремнистом чугуне (3,0 % ФС 45): твердость и относительная износостойкость возрастают в 1,23 и 1,44 раза при 25-мин облучении. Облучение расплавов повышает окалинотойкость модифицированных чугунов, особенно с 2,0 и 3,0 % ФС 45; например, при 1000 °С и 25-мин облучении чугуна с 3,0 % ФС 45 его окалинотойкость повышается в 1,67 раза, при 700 °С – в 1,4 раза и при 500 °С – в 2,0 раза.

© 2013 г. Э.Х. Ри, Хосен Ри, М.А. Ермаков,
Г.А. Князев, В.Э. Ри
Поступила 4 декабря 2012 г.

УДК 669.046:62-503.5

Л.П. Мышляев¹, В.Ф. Евтушенко¹, К.А. Ивушкин², Г.В. Макаров¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² ООО «Сибшахтострой»

О ПОДОБИИ НАТУРНОЙ И МОДЕЛЬНОЙ СИСТЕМ ПРИ УПРАВЛЕНИИ С ФИЗИЧЕСКОЙ ПРОГНОЗИРУЮЩЕЙ МОДЕЛЮ*

Аннотация. Отмечена специфика и развиты условия подобия для систем управления с физической прогнозирующей моделью.

Ключевые слова: физическая прогнозирующая модель, система управления, динамическое подобие.

ON THE SIMILARITY OF FULL-SCALE AND MODEL SYSTEMS WHEN CONTROLLING WITH THE PROGNOSTIC PHYSICAL MODEL

Abstract. The authors mark the specificity and develop the conditions of similarity of control systems with prognostic physical model.

Keywords: prognostic physical model, control system, dynamic similarity.

К современным системам управления предъявляют все большие требования, что ведет к их значительному усложнению, поэтому при создании систем управления важная роль отводится этапу модельных исследований, в том числе и с использованием физических моделей. Физическое моделирование, в основу которого положены методы и критерии теории подобия, часто применяют при создании и исследовании новых технологических объектов и систем управления ими. В теории управления имеется специальный класс систем управления с использованием физических прогнозирующих моделей [1]. Прогнозирующий режим функционирования физических моделей, которые являются, как правило, малоразмерными, обеспечивается в этих системах

ускоренным временем протекания технологического процесса.

Процесс управления с использованием физических моделей осуществляется в таких системах (рис. 1), в которых натурная и модельная системы управления функционируют параллельно, а результаты выработки модельных управляющих воздействий после их соответствующего пересчета передаются в управляющую часть натурной системы, например, в виде советов. Такая же схема взаимодействия натурной и модельной систем управления имеет место и при решении различного рода исследовательских задач, требующих использования моделей. На рис. 1 приняты следующие обозначения: U и Y – управляющие и выходные воздействия; индексы «н», «м» и * – натурное, модельное и задающее воздействия; «нм» и «мн» – пересчитанные для натурального объекта модельное управляющее и для физической модели натурное выходное воздействия. Перенос

* Работа выполнена в рамках государственного задания № 7.4916.2011 Министерства образования и науки на выполнение СибГИУ научно-исследовательских работ.

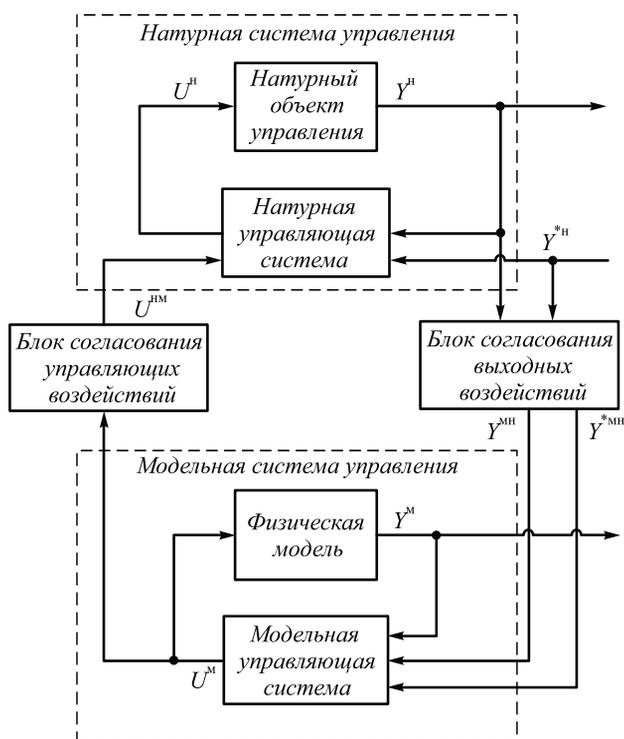


Рис. 1. Взаимодействие натурной и модельной систем при их параллельном функционировании

результатов с модельной системы на натурную в этом случае возможен тогда, когда эти системы подобны. Основные условия их подобия приведены в работе [2].

Система же управления с физической прогнозирующей моделью имеет другую структуру (рис. 2). Отличительной ее особенностью является то, что модельная система управления является составной частью натурной системы управления, непосредственно встроенной в ее управляющую часть.

Успешное функционирование этой системы (рис. 2) обеспечивается так же, как и в первом случае, когда доказано подобие натурной и модельной систем. Здесь наряду с известными условиями [2] для динамического подобия натурной и модельной систем необходимо выполнение следующего условия:

$$\Phi^n \cup F^n \equiv \varphi(\Phi^m \cup F^m), \quad (1)$$

где Φ – математическая модель объекта; F – алгоритм управления; \equiv – равенство по определению; φ – функция согласования по времени и координатам; \cup – символ объединения.

Принимая, что

$$F^n = \varphi \frac{\Phi^m F^m}{1 + \Phi^m F^m}, \quad (2)$$

выражение (1) можно записать в виде

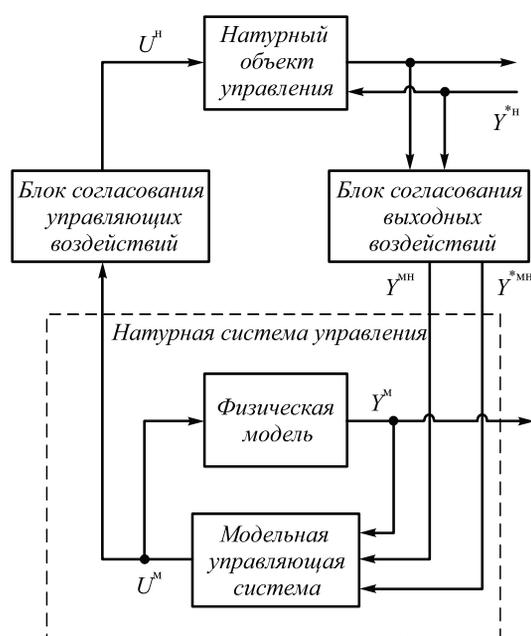


Рис. 2. Взаимодействие натурной и модельной систем при управлении с физической прогнозирующей моделью

$$\Phi^n \cup \varphi \frac{\Phi^m F^m}{1 + \Phi^m F^m} = \varphi(\Phi^m \cup F^m). \quad (3)$$

Конкретизируя в соответствии с рис. 2 объединение, получим

$$\frac{\Phi^n \varphi \frac{\Phi^m F^m}{1 + \Phi^m F^m}}{1 + \Phi^m \varphi \frac{\Phi^m F^m}{1 + \Phi^m F^m}} = \varphi \frac{\Phi^m F^m}{1 + \Phi^m F^m}. \quad (4)$$

Из уравнения (4) с учетом ограничений на устойчивость натуральных и модельных систем выводятся аналитические выражения для пересчета модельных значений воздействий в их натурные значения и наоборот.

Выводы. Необходимым условием эффективного функционирования систем управления с физической моделью является динамическое подобие натурной и модельной систем управления. Для обеспечения такого подобия в этих системах необходимо дополнительное временное и координатное согласование воздействий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Красовский А.А. // Автоматика и телемеханика. 1979. № 2. С. 156 – 162.
2. Мышляев Л.П., Евтушенко В.Ф., Березин Д.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 12. С. 58 – 60.

© 2013 г. Л.П. Мышляев, В.Ф. Евтушенко, К.А. Ивушкин, Г.В. Макаров
Поступила 1 октября 2013 г.

ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»
(продолжение, начало в журналах №№ 4, 6, 8, 10 – 2013 г.)

УДК 666.1.022.8

О.В. Казьмина¹, Б.С. Семухин², Ю.Ф. Иванов^{1,3}, В.П. Казьмин¹

¹Национальный исследовательский томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

³Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

**ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ
ПЕНОСТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ***

Аннотация. В процессе получения пеностеклокристаллического материала по низкотемпературной технологии выявлено образование новых структурных элементов, повышающих прочность готового пеноматериала. Установлено, что аморфная межпоровая перегородка материала имеет глобулярное строение, а сами наноглобулы – сложную многоуровневую структуру.

Ключевые слова: пеностеклокристаллический материал, сферические наноразмерные глобулы, прочность, кремнеземистый компонент.

**THE PECULIARITIES OF THE FORMATION OF NANOSTRUCTURES
GLASS FOAM CRYSTALLINE MATERIALS**

Abstract. In the process of getting glass foam crystalline material on the low-temperature technology it was revealed the formation of new structural elements that increase the strength of the final foam. It is established that the amorphous interpore partition of the material possesses a globular structure, and the nanoglobules themselves have a complex multilevel structure.

Keywords: glass foam crystalline material, spherical nanoglobules, strength, siliceous component.

Пеностеклокристаллический материал представляет собой объемный пористый теплоизоляционный материал (аналогичный по свойствам пеностеклу), отличающийся повышенной (5 МПа) механической прочностью. В связи с существующей проблемой сырьевой базы для производства пеностекла, которое изготавливается из стеклобоя определенного состава, этот пеноматериал получают на основе фритты из распространенного и доступного природного кремнеземистого сырья. Технологически этапами изготовления пеноматериала являются последовательные процессы структурных превращений исходного сырья, промежуточного продукта (фритты) и конечного изделия. В отличие от пеностекла структурные изменения, происходящие в аморфной перегородке пеностеклокристаллического материала, в значительной степени влияют на его эксплуатационные свойства.

Целью настоящей работы является исследование микроструктуры аморфной перегородки пеноматериала и научное обоснование механизма формирования прочной аморфной матрицы пеностеклокристаллического материала.

Согласно результатам исследований стекол современными методами структура стеклообразных и

аморфных твердых веществ может быть описана на основании сведений о структуре ближнего порядка. Склонность атомов к образованию тех или иных типов химических связей приводит к возникновению структурных элементов определенной симметрии, которые часто совпадают с областями ближнего порядка [1]. Традиционно считается, что области ближнего порядка не образуют каких-либо структурных элементов и разбросаны беспорядочно по телу аморфной матрицы. Об этом можно говорить, исходя из результатов исследований, выполненных методами микроскопии высокого разрешения и малоуглового рассеяния рентгеновских лучей. При наличии факторов, усложняющих процесс стеклообразования, могут происходить отклонения от этой схемы.

В настоящее время актуальны в основном два круга вопросов, являющихся предметом современных исследований структуры стекла: сочленение структурных элементов стекла между собой (по этому вопросу не существует надежных количественных данных, подтверждающих теоретическое описание структуры); вопрос разупорядочения в самих областях ближнего порядка и разрушения структурных группировок или разрыва связей в процессе вязкого течения.

В настоящей работе аморфная матрица межпоровой перегородки материала рассматривается как самоорга-

* Работа выполнена в рамках государственного задания «Наука» и гранта РФФИ 11-03-98015-р_сибирь_а.

низирующаяся система с наноразмерными образованиями, упрочняющими структуру готового изделия.

Получение пеноматериала осуществляли по разработанной авторами двухстадийной технологии [2, 3]. В качестве исходного сырья опробованы кристаллические и аморфные кремнеземистые породы (кварцевый песок, маршаллит, диатомит, опока, перлит). Пеноматериал изготавливается из фритты, синтезируемой при относительно низких (менее 950 °С) температурах. И уже на этой стадии фритта содержит стеклофазу, которая обеспечивает пиропластическое состояние материала при вспенивании, с частицами остаточного кварца, размер которых достигает 200 нм. Получены образцы пеноматериала с содержанием остаточной кристаллической фазы от 5 до 20 % (по объему).

Исследования фазового состава и структуры пеноматериала осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр рентгеновский XRD-7000S, Shimadzu), ИК-спектроскопии (ИК-Фурье спектрометр Nicolet 5700), растровой электронной микроскопии (JSM-6500 F с электронным микроанализатором) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (прибор JEM-2100F).

При получении пеноматериала по разработанной новой технологии [4, 5] присутствуют усложняющие процесс стеклообразования факторы:

- термодинамический – процесс образования аморфного вещества происходит при относительно низких (не превышающих 950 °С) температурах по сравнению с традиционными температурами получения стекла (1150 °С);

- структурный – наличие в стекловидной фритте остаточного кристаллического кварца, который приводит к неоднородностям фазового состава и структуры аморфной матрицы;

- химический – влияние высокодисперсного (5000 см²/г) углерода, добавляемого в порошок фритты, для организации процесса вспенивания.

При наличии усложняющих процесс стеклообразования факторов в готовом пеноматериале формируются наноразмерные образования сферической формы (глобулярные). Известно, что графит может быть построен из отдельных гранул (глобул), разделенных порами микронного размера [6]. Гранулы состоят из отдельных графитовых гексагональных кристаллитов, разделенных порами нанометровых размеров; такое строение, к примеру, наблюдается у графита, получаемого в экстремальных условиях [7].

На электронно-микроскопических снимках при высоком разрешении в аморфной матрице полученного пеноматериала наблюдаются сфероиды – глобулы размерами 60 – 160 нм. Такие глобулы не обнаруживаются в межпоровых перегородках полученного традиционным способом пеностекла и в образцах стеклокристаллического пеноматериала с размерами частиц остаточного кварца более 200 нм (рис. 1): отчетливо

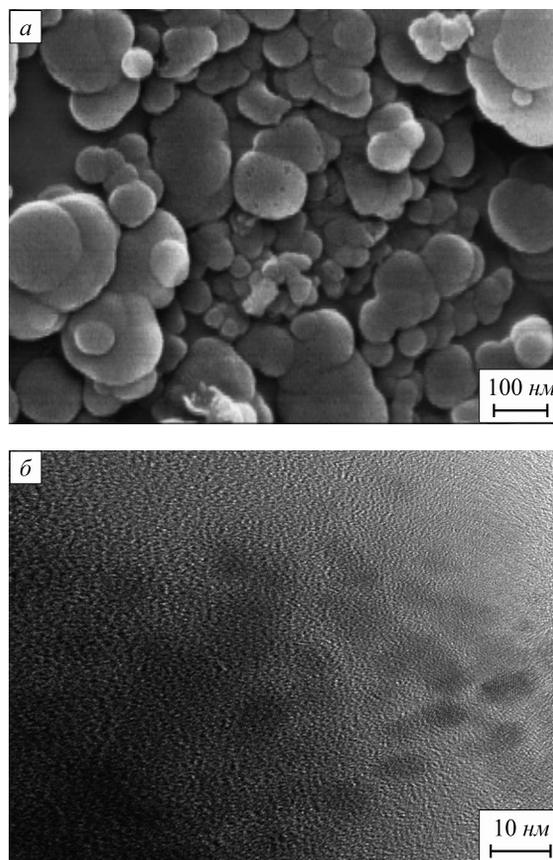


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение наноглобул межпоровой перегородки пеноматериала, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (а) и просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения (б)

видна сложная структура, состоящая как из отдельных сфероидов, так и из групп глобул. Рентгенодисперсионный анализ содержания кремния в аморфной матрице перегородки показывает его неоднородное распределение: максимальная концентрация атомов кремния наблюдается у границ перегородки, минимальная – в середине (рис. 2).

В качестве рабочей гипотезы выдвинуто предположение о влиянии глобул, образующихся в аморфной матрице пеноматериала, на прочностные характеристики материала. Если предположить, что образование глобул связано с перераспределением кремния в перегородке,

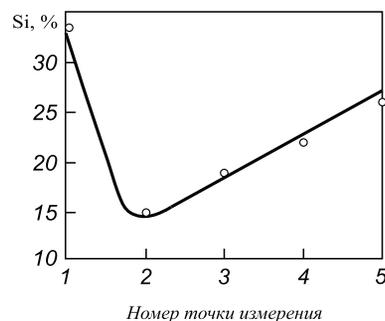


Рис. 2. Распределение содержания кремния в межпоровой перегородке

то упрочнение материала можно объяснить скапливанием основного кремнийсодержащего структурного элемента в основном у границ перегородок. При этом сами глобулы имеют сложное двухуровневое строение. На нижнем микроуровне образуются кластеры типа тетраэдр, которые выстраиваются в достаточно правильную кристаллическую наноструктуру с рядами атомов с межплоскостным расстоянием d порядка 0,335 нм, что соответствует межплоскостному расстоянию кварца. На верхнем уровне наноструктуры разделены аморфными прослойками, демпфирующими и осуществляющими диссипацию энергии при воздействии на материал внешней нагрузки. На рис. 3 представлены электронно-микроскопическое изображение и схема такой наноглобулы пеноматериала; на электронно-микроскопическом изображении двух уровней наноглобулы, полученном методом прямого пучка, наблюдаются многочисленные наноструктурные элементы.

Рассмотрим причины и механизмы образования глобулярной структуры. Прежде всего отметим, что такая структура не была получена при производстве пеностекла из чистого стеклообоя, а также при производстве пеностекла из пеностеклокристаллических материалов, полученных на основе аморфного кремнеземистого сырья (типа опоки и диатомита). В случае использования кристаллического кремнеземсодержащего маршалита глобулярную структуру пеноматериала удастся обнаружить только в образцах, полученных из фритты с содержанием остаточного кварца до 15 % (по объему).

Таким образом, изменение в структуре упрочненного пеноматериала определяется не только структурой и наличием остаточной кристаллической фазы, как ожидалось, но и структурой аморфной матрицы. С одной стороны, это не укладывается в схему, рассматриваемую в научной литературе [8], с другой – такое поведение

стеклокристаллического материала соответствует структуре, где минимизация энергии всего материала осуществлена за счет минимизации энергии лишь основной (аморфной) составляющей. Материал в процессе вспенивания самостоятельно изменяет структуру аморфной матрицы.

В работе [9] приведены экспериментальные доказательства существования глобул в кремнеземах и предложены механизмы их образования. Автор работы [9] считает, что шарообразная глобула имеет различную плотность упаковки тетраэдров SiO_4 в центре и на поверхности. Внешняя область глобулы имеет более рыхлую упаковку SiO_4 тетраэдров, чем ядро. В общем виде глобула представляет собой трехмерную частицу со структурой типа кварца или кристобалита, на поверхности которой расположены одномерные Si, O-цепочки – димеры, тримеры и мономеры кремниевой кислоты или силиката натрия. Глобулы имеют промежуточное положение между кристаллическим и аморфным состоянием.

В работах [10, 11] также приведены многочисленные экспериментальные подтверждения образования глобул кремнезема. По данным рентгеновской дифракции, термографии строение глобул можно представить как разупорядоченную совокупность нанокристаллитов и аморфных областей. Отметим, что вопрос о том, каков химический состав и структура наноструктурных элементов (нанокристаллитов), остается открытым.

По данным настоящей работы вероятность того, что это тетраэдры SiO_4 , достаточно велика. По данным ИК-спектроскопии, представленным в работе [9], на примере силикагелей и аморфных синтетических алюмосиликатов показано, что при образовании глобул в спектрах материалов появляется спектральная полоса шириной приблизительно 1200 см^{-1} . Это свидетельствует о том, что на поверхности кристаллов появились фрагменты из SiO_4 тетраэдров, углы между которыми составляют 180° . В настоящей работе методами ИК-спектроскопии образцов пеноматериалов выявлена новая спектральная линия $1249,6 \text{ см}^{-1}$, отсутствующая на ИК-спектрах пеностекла. Очевидно, что эти данные с учетом снимков структуры, полученных методом электронной микроскопии, могут свидетельствовать о глобулярном строении аморфной составляющей межпоровой перегородки.

Выводы. По результатам исследований выявлено образование новых структурных элементов в пеностеклокристаллических материалах – наноглобул со сложной уровневой структурой, наличие которых повышает прочность готового материала. Высказано предположение, что образованию сложно иерархически соподчиненной системы способствуют пониженная температура стеклообразования, наличие остаточного кристаллического кварца, применение тонкодисперсного углерода. Все эти факторы приводят к образованию не только наноглобул, но и пространственной макроструктуры пе-

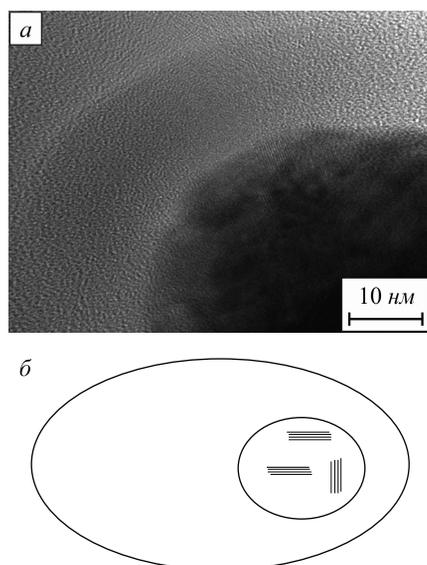


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение наноглобулы межпоровой перегородки пеноматериала (а) и схема структуры наноглобулы (б)

номатериала в виде хорошо очерченных шестигранных пор с прочной межпоровой перегородкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фельц А. Аморфные и стеклообразные неорганические твердые тела. – М.: Мир, 1986. – 558 с.
2. Казьмина О.В., Верещагин В.И., Семухин Б.С., Абияка А.Н. // Стекло и керамика. 2009. № 10. С. 5 – 8.
3. Пат. № 2326841 РФ. Способ получения гранулята для производства пеностекла и пеностеклокристаллических материалов / В.И. Верещагин, А.Н. Абияка, О.В. Казьмина. Заявл. 20.03.06; опубл. 20.06.08.
4. Казьмина О.В., Верещагин В.И., Абияка А.Н. и др. // Стекло и керамика. 2009. № 5. С. 26 – 29.
5. Казьмина О.В., Верещагин В.И., Абияка А.Н. // Строительные материалы. 2009. № 7. С. 54 – 56.
6. Сковорода А.А., Спицын А.В., Янченков С.В., Зубавичус Я.В. // Вопросы атомной науки и техники. Серия термоядерный синтез. 2008. Вып. 3. С. 15 – 34.
7. Warriger M., Shneider R., Salonen E., Nordlund K. // J. of nucl. Materials. 2005. Vol. 337 – 339. P. 580.
8. Шелби Д. Структура, свойства и технологии стекла. – М.: Мир, 2006. – 288 с.
9. Чукин Г.Д. Химия поверхности и строение дисперсного кремнезёма. – М.: Типография Паладин, ООО «Принта», 2008. – 172 с.
10. Голубев Е.А. Надмолекулярные структуры природных рентгеноаморфных веществ. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2006. – 155 с.
11. Голубев Е. А. // ДАН. 2009. Т. 425. № 4. С. 519 – 521.

© 2013 г. О.В. Казьмина, Б.С. Семухин,
Ю.Ф. Иванов, В.П. Казьмин
Поступила 18 декабря 2012 г.

УДК 537.9.856

*А.В. Семиров, В.О. Кудрявцев, А.А. Мусеев, Д.А. Букреев,
Н.П. Ковалева, Н.В. Васюхно*

Восточно-Сибирская государственная академия образования (г. Иркутск)

ВЫСОКОЧАСТОТНЫЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО МАГНИТОМЯГКОГО ПРОВОДА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА, ПРОШЕДШЕГО ОТЖИГ ПОСТОЯННЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ*

Аннотация. Выявлены особенности изменения действительной и мнимой компонент импеданса при структурной перестройке аморфного магнитомягкого провода состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2,5}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{15}$ вследствие отжига постоянным электрическим током. Установлено различие в поведении частотных зависимостей компонент импеданса при увеличении плотности тока отжига. Обнаружен диапазон частот с доминирующей чувствительностью мнимой компоненты импеданса к структурным изменениям в проводе по сравнению с действительной. Полученные результаты объясняются на основе представлений о перестройке атомной и доменной структуры провода, вызванной отжигом постоянным электрическим током, с учетом различия в поведении компонент динамической магнитной проницаемости при изменении частоты переменного тока.

Ключевые слова: магнитомягкий провод, структурные изменения, отжиг постоянным электрическим током, электрические свойства.

HIGH-FREQUENCY ELECTRICAL PROPERTIES OF AN AMORPHOUS SOFT MAGNETIC WIRE ON THE BASIS OF COBALT, HELD NANOCRYSTALLIZATION ANNEALING

Abstract. The features of the changes of the real and imaginary components of the impedance in the restructuring of the amorphous soft magnetic $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2,5}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{15}$ wires due to direct current annealing have been revealed. The difference in the behavior of the frequency dependences of the impedance component with increasing current density annealing has been determined. The frequency range with a dominant sensitivity of the imaginary component of impedance to the structural changes in the wire compared to the real one has been detected. The results are explained on the basis of the ideas on restructuring the atomic and domain structure of the wire caused the annealing by a direct current, subject to the differences in the behavior of the components of the dynamic magnetic permeability with changing the frequency of the alternating current.

Keywords: soft magnetic wire, structural changes, annealing by a direct current, electrical properties.

Нанокристаллизация аморфных магнитомягких сплавов значительно изменяет их механические, электрические и магнитные свойства, что, в частности, позволяет достичь рекордно высокой магнитной проницаемости. Одним из видов обработки аморфных сплавов,

обеспечивающих их нанокристаллизацию, является отжиг электрическим током, имеющий ряд особенностей по сравнению с традиционными термическим и термомагнитным отжигом [1]. Детектирование термоиндуцированных структурных изменений аморфных ферромагнитных сплавов, особенно на начальных стадиях структурной релаксации, традиционными дифракционными методами не всегда эффективно. Для решения

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (гос. рег. № 01201252353) и РФФИ (проект № 12-02-31170-мол_а).

этой задачи в последнее время все большее внимание обращается на косвенные методы структурных исследований, одним из которых является метод магнитоимпедансной спектроскопии [2 – 4]. Перспективность использования метода магнитоимпедансной спектроскопии для изучения свойств магнитомягких сплавов обусловлена чрезвычайно высокой чувствительностью магнитной проницаемости к изменению их структуры, а также к тепловым, деформационным и магнитопольным воздействиям [1, 5, 6].

Для изучения влияния отжига электрическим током на структуру, электрические и магнитные свойства использован полученный методом быстрой закалки из расплава исходно аморфный магнитомягкий провод состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2,5}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{15}$ диам. 175 мкм, с индукцией насыщения $B_s = 0,4$ Тл, с малой положительной константой магнитострикции $\lambda_s \sim 10^{-7}$. Исследуемые образцы имели длину 30 мм. Температура начала процесса кристаллизации сплава составляла 500 – 550 °С. Отжиг образцов проводили постоянным электрическим током на воздухе в течение 5 мин. Плотность тока отжига (j) варьировали от нуля до $37,4 \cdot 10^6$ А/м².

Магнитоимпедансные свойства исследовали на автоматизированном комплексе магнитоимпедансной спектроскопии [2] при комнатной температуре в диапазоне частот (f) переменного тока от 100 кГц до 60 МГц при действующем значении силы тока 1 мА. Упругие растягивающие напряжения (σ) изменялись от нуля до 300 МПа и были ориентированы вдоль оси провода. Квазистатические магнитные характеристики, коэрцитивную силу (H_c) и остаточную индукцию (B_r) определяли индукционным методом.

Для контроля структуры отожженного провода помимо метода магнитоимпедансной спектроскопии использовали методику рентгеноструктурного анализа Дебая-Шеррера. Средняя длина волны характеристического рентгеновского излучения железа (K -серия) составляла $\lambda_{\text{ср}} = 1,937$ Å. Согласно рентгеноструктурным исследованиям исходные образцы и образцы, отожженные при плотности тока $j = (4,2 \div 33,3) \cdot 10^6$ А/м², имеют одинаковую дифракционную картину, которая представляет собой размытое гало без рефлексов. На дифракционной картине провода, отожженного при плотности тока $35,4 \cdot 10^6$ А/м², имеется один широкий рефлекс, на котором различимы слабые линии, свидетельствующие о начале формирования кристаллической структуры. Так как на этой стадии отжига размеры кристаллитов еще относительно малы (около 500 Å), то однозначно идентифицировать фазы по выявленным линиям не удастся. Образцы, отожженные при плотности тока $37,4 \cdot 10^6$ А/м² и выше, дают четкую дифракционную картину, расчет которой позволяет определить наличие α -железа, β -кобальта (вероятно, Co_3B , CoNbB).

Данные рентгеноструктурных исследований о влиянии плотности тока отжига аморфного провода на процесс его нанокристаллизации коррелируют с соот-

ветствующей зависимостью удельного электросопротивления $\rho(j)$, согласно которой при $j \leq 25 \cdot 10^6$ А/м² значение ρ остается практически неизменным. Отжиг при плотности тока $(25,0 - 33,3) \cdot 10^6$ А/м² приводит к значительному росту значения ρ , что свидетельствует о начале структурной перестройки сплава. С дальнейшим увеличением j вследствие нанокристаллизации сплава электросопротивление провода резко уменьшается.

Ранее показано, что отжиг аморфного магнитомягкого провода состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2,5}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{15}$ постоянным электрическим током плотностью $(4,2 - 37,4) \cdot 10^6$ А/м² приводит к изменению модуля его импеданса [5]. Причем в этом интервале значений j можно выделить три диапазона, в каждом из которых при воздействии на провод упругих растягивающих напряжений σ , больших 100 МПа, значения модуля импеданса становятся близки. В качестве основного фактора, определяющего наличие трех характерных диапазонов плотностей тока отжига, рассматривали преимущественное протекание в этих диапазонах различных процессов структурной перестройки сплавов, вызывающих соответствующие изменения импедансных свойств. Влияние отжига электрическим током на компоненты импеданса и их изменение под воздействием механических напряжений ранее не исследовали.

Стоит отдельно отметить, что в ходе исследований влияния процессов структурной перестройки сплава на компоненты импеданса был обнаружен ряд особенностей частотных зависимостей действительной R и мнимой X компонент импеданса провода при $j = 0$ и $\sigma = 0$ (рис. 1, а, б). В частности, наличие на зависимости $X(f)$ частотного диапазона 2 – 8 МГц, в котором значение X остается практически неизменным, в то время как зависимость $R(f)$ является монотонно возрастающей. Наличие на зависимости $X(f)$ излома и участка с $dX/df \approx 0$ свидетельствует об изменении циркулярной магнитной проницаемости μ_ϕ в радиальном направлении провода, поскольку вклад в величину X внешней индуктивности линейного ферромагнитного проводника незначителен ($X \sim \sqrt{\mu_\phi f}$). Исходя из значений частот, соответствующих участку с $dX/df \approx 0$, и частотной зависимости

глубины скин-слоя $\delta = c \sqrt{\frac{\rho}{4\pi^2 \mu_\phi f}}$, можно заключить,

что вблизи поверхности провода есть зона перехода от глубинной области провода со значением $\mu_{1\phi}$ к приповерхностной с $\mu_{2\phi} < \mu_{1\phi}$. Данное изменение μ_ϕ возможно как при уменьшении величины μ_ϕ в радиальном направлении без изменения исходной ориентации намагниченности в проводе, так и при переходе от аксиального типа магнитной анизотропии к геликоидальному (циркулярному) [1, 5]. Сложная магнитная доменная структура в магнитомягком проводе, полученном быстрой закалкой из расплава, подтверждается экспериментальными и теоретическими исследованиями [1, 5]. О наличии внутренней области с аксиальным типом

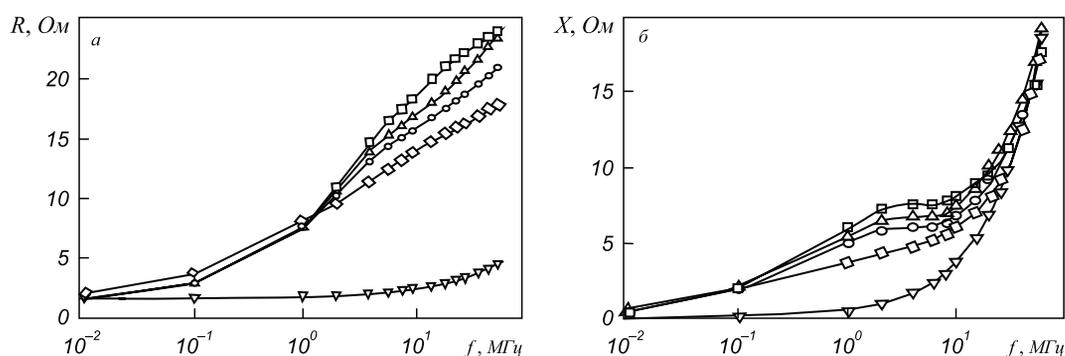


Рис. 1. Частотные зависимости действительной R и мнимой X компонент импеданса провода состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2,5}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{15}$, подвергнутого отжигу постоянным электрическим током различной плотности: 1 – 0; 2 – $6,2 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 3 – $12,4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 4 – $31,2 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 5 – $35,4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$

магнитной анизотропии и приповерхностного слоя с циркулярной компонентой намагниченности свидетельствует появление с ростом частоты переменного тока максимума на зависимостях модуля импеданса от напряженности внешнего аксиально ориентированного магнитного поля. Это подтверждается и исчезновением излома на зависимости $X(f)$ при воздействии на провод растягивающих напряжений σ , так как их рост при $\lambda_s > 0$ вызывает поворот намагниченности в приповерхностном слое к аксиальному направлению.

Отжиг электрическим током плотностью $j \approx (4,2 \div 12,5) \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ активирует процессы структурной релаксации, которые сопровождаются снятием закалочных напряжений и перераспределением дефектов по объему провода, их концентрации в приповерхностном слое [6]. Этот процесс слабо детектируется рентгеноструктурными и магнитометрическими методами, однако оказывает заметное влияние на импеданс и его компоненты, значения которых уменьшаются во всем исследованном частотном диапазоне. Отжиг в этом интервале j , приводя к снижению величины X , слабо влияет на наличие участка с $dX/df \approx 0$ (рис. 1, б). При более высоких значениях j данный участок зависимости $X(f)$ уменьшается и исчезает, величина X во всем исследованном частотном диапазоне монотонно возрастает. Вероятной причиной этого является рост толщины приповерхностного слоя провода с циркулярной компонентой анизотропии, наводимой магнитным полем постоянного электрического тока в процессе отжига. Причем, если с ростом j основные изменения X происходят в диапазоне частот 0,1 – 10 МГц за счет уменьшения вклада в величину μ_ϕ внутреннего аксиально намагниченного объема провода, то при частотах выше 2 МГц при увеличении σ излом на зависимости $X(f)$ исчезает в результате роста импеданса за счет увеличения аксиально намагниченного объема провода.

Для исходного аморфного и отожженных при $j \leq 31 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ образцов зависимости $X(f)$ при частотах 8 – 60 МГц линейны. Для действительной компоненты импеданса R исходного аморфного провода и подвергнутых отжигу при $j \leq 31 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ характерно монотон-

ное уменьшение значения dR/df с ростом f во всем частотном диапазоне. Отжиг провода при $j \geq 35,4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ приводит к резкому снижению значений X и R , зависимости $X(f)$ и $R(f)$ становятся близки к линейным уже во всем исследованном диапазоне частот.

Еще одной отличительной особенностью зависимости $R(f)$ от $X(f)$ для проводов, прошедших отжиг при разных значениях j , является рост различия значений R при $f > 2 \text{ МГц}$ в то время, как влияние отжига на величину X наблюдается в достаточно узком (0,1 – 10 МГц) диапазоне частот. Вероятной причиной этого является различие частотных зависимостей действительной μ'_ϕ и мнимой μ''_ϕ компонент циркулярной магнитной проницаемости $\mu_\phi = \mu'_\phi + \mu''_\phi$ [7]:

$$\mu'_\phi = 1 + \frac{4\pi\chi_0}{1 + \omega^2\tau^2}; \mu''_\phi = \frac{4\pi\chi_0\omega\tau}{1 + \omega^2\tau^2},$$

где χ_0 – квазистатическая восприимчивость; τ – феноменологический параметр затухания; $\omega = 2\pi f$.

Так, расчет значений $\mu'_\phi(f)$ и $\mu''_\phi(f)$ по приведенным зависимостям для рассматриваемого класса материалов показывает превалирование величины μ'_ϕ над μ''_ϕ во всем исследуемом частотном диапазоне. Однако величина μ'_ϕ , имеющая на низких частотах максимальное значение, при достижении частоты примерно 10 МГц должна начать уменьшаться, а изначально близкая к нулю величина μ''_ϕ – возрастать. Учитывая, что мнимая компонента импеданса X в основном определяется действительной компонентой циркулярной магнитной проницаемости μ'_ϕ , а действительная компонента R определяется μ''_ϕ , с ростом частоты примерно от 10 МГц должно наблюдаться снижение чувствительности X к изменениям μ_ϕ , вызванным структурной перестройкой сплава. Чувствительность же действительной компоненты импеданса R , ввиду частотного роста μ''_ϕ , должна несколько увеличиться. Еще одним фактором, определяющим усиление влияния плотности тока отжига на R при $f > 2 \text{ МГц}$, может выступать рост радиального градиента удельного электросопротивления. При этом на низких частотах, когда глубина скин-слоя (δ) близка к

радиусу провода (r) и весь его объем будет давать вклад в электросопротивление, значительных изменений величины R происходить не должно. С ростом частоты глубина δ становится меньше r и влияние на R приповерхностного слоя, имеющего в результате диффузии дефектов большее удельное электросопротивление, должно усилиться.

Вывод о большей чувствительности компоненты X к структурным и частотным изменениям μ_ϕ по сравнению с R в диапазоне частот 0,1 – 10 МГц подтверждается, в частности, при анализе зависимостей компонент импеданса от величины упругих растягивающих напряжений σ для исходного аморфного провода и подвергнутого отжигу электрическим током плотностью

$j \approx (25,0 \div 33,3) \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ (рис. 2). Этот диапазон j соответствует началу формирования в сплаве нанокристаллической структуры, а воздействие при этом магнитного поля электрического тока способствует наведению циркулярной магнитной анизотропии. Минимальная частота, при которой начинает проявляться влияние циркулярной компоненты намагниченности на зависимость $X(\sigma)$ провода, отожженного при $j = 31 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$, составляет примерно 0,5 МГц. При частоте 1 МГц зависимость $X(\sigma)$ уже имеет четко выраженный максимум при 50 МПа (рис. 2, б). Как отмечалось выше, этот экстремальный характер зависимости $X(\sigma)$ для провода с $\lambda_S > 0$ обусловлен ростом величины μ_ϕ при повороте намагниченности, изначально имеющей циркулярную

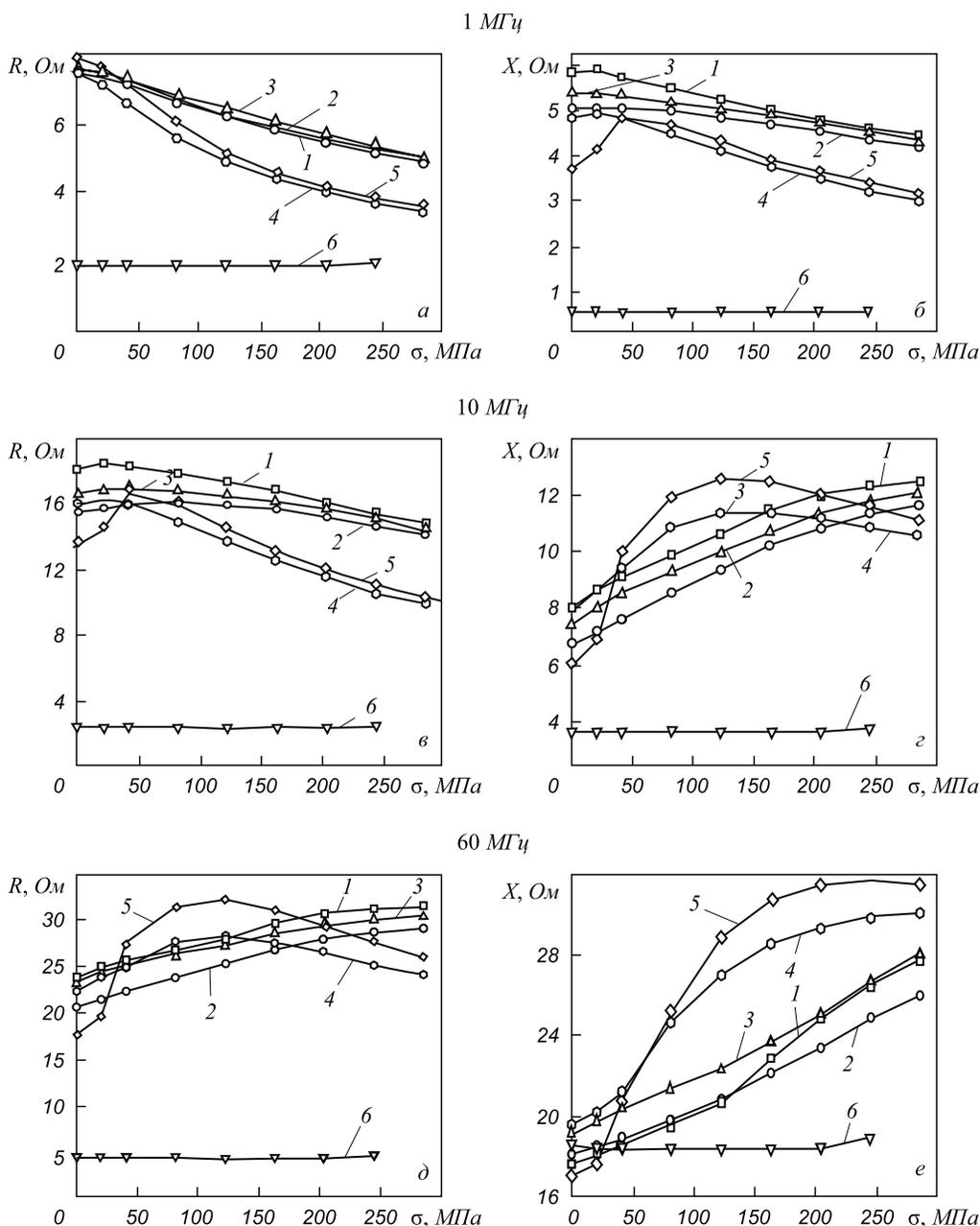


Рис. 2. Зависимости действительной R и мнимой X компонент импеданса от величины упругих растягивающих напряжений σ в проводе состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$, прошедшего отжиг постоянным электрическим током различной плотности: 1 – 0; 2 – $6,2 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 3 – $12,4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 4 – $24,95 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 5 – $31,2 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$; 6 – $35,4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$

компоненту, к аксиальному направлению при воздействии растягивающих напряжений. Дальнейшее уменьшение μ_ϕ вызвано ростом эффективной аксиальной анизотропии в результате увеличения энергии магнитоупругого взаимодействия. Зависимость $R(f)$ начинает проявлять подобный характер только на частотах выше примерно 4 МГц, т.е. имеющих почти на порядок более высокие значения (рис. 2, в).

С ростом частоты на зависимостях $X(\sigma)$ и $R(\sigma)$ усиливается влияние дисперсии магнитной анизотропии приповерхностного слоя провода, имеющего большую структурную, морфологическую и, следовательно, магнитную неоднородность. Это проявляется в уширении максимумов зависимостей $X(\sigma)$ и $R(\sigma)$ (рис. 2, з, д). Видно, что такие изменения для $X(\sigma)$ частотно опережают изменения $R(\sigma)$. Аналогичные, но менее выраженные частотные изменения имеют и компоненты импеданса X и R для провода, отожженного при меньшей величине $j = 25 \cdot 10^6$ А/м² и, соответственно, имеющего меньшую циркулярную компоненту намагниченности (рис. 2, з, д).

Дисперсия анизотропии приповерхностного слоя оказывает влияние и на зависимости $R(\sigma)$ и $X(\sigma)$ проводов, термически обработанных при $j \leq 12,5 \cdot 10^6$ А/м². Так, при низких частотах, где определяющее влияние на импеданс оказывает центральная часть провода с аксиальной магнитной анизотропией, с ростом σ величина X монотонно уменьшается. В диапазоне частот 2 – 4 МГц на зависимости $X(\sigma)$ появляется слабо выраженный максимум, смещающийся с увеличением f в область больших значений σ . На частотах $f > 4$ МГц в исследованном интервале σ зависимость $X(\sigma)$ монотонно возрастает. Подобные изменения происходят и с зависимостями $R(\sigma)$, однако переход от убывающего с ро-

стом σ характера зависимостей $R(\sigma)$ к возрастающему наблюдается на более высоких (10 – 40 МГц) частотах.

Выводы. В ходе проведенных исследований определены основные особенности изменения действительной и мнимой компонент импеданса при структурной перестройке аморфного магнитомягкого провода, подвергнутого отжигу постоянным электрическим током. Обнаружен частотный диапазон, в котором изменения циркулярной магнитной проницаемости, обусловленные структурной перестройкой сплава при его отжиге, оказывают доминирующее влияние на мнимую компоненту импеданса. Установлено, что частотные изменения зависимости мнимой компоненты импеданса от упругих растягивающих напряжений в случае исходного аморфного провода и проводов, прошедших отжиг постоянным электрическим током, опережают соответствующие изменения действительной компоненты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Phan M.H., Peng H.X. // Progress in Materials Science. 2008. Vol. 53. P. 323 – 420.
2. Семиров А.В., Моисеев А.А., Букреев Д.А. и др. // Научное приборостроение. 2010. Т. 20. № 2. С. 42 – 45.
3. Семиров А.В., Букреев Д.А., Моисеев А.А. и др. // ЖТФ. 2009. Т. 79. Вып. 11. С. 25 – 29.
4. Семиров А.В., Букреев Д.А., Моисеев А.А. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 5. С. 95 – 100.
5. Usov N.A., Antonov A.S., Lagarkov A.N., Granovsky A.V. // JMMM. 1999. Vol. 203. P. 108, 109.
6. Семиров А.В., Гаврилюк А.А., Кудрявцев В.О. и др. // Дефектоскопия. 2007. № 10. С. 3 – 7.
7. Beach R.S., Berkowitz A.E. // J. Appl. Phys. 1994. Vol. 76. P. 6209 – 6213.

© 2013 г. А.В. Семиров, В.О. Кудрявцев, А.А. Моисеев, Д.А. Букреев, Н.П. Ковалева, Н.В. Васюхно
Поступила 26 декабря 2012 г.

УДК 537.634.2:537.623

*А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, А.Р. Гафаров,
Е.А. Голыгин, А.Ю. Моховиков, Н.В. Морозова*

Иркутский государственный университет

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ДИНАМИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ*

Аннотация. Исследовано влияние термомангнитной обработки и температуры последующего нагрева аморфных металлических лент составов $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ и $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ на их динамические магнитные параметры. Показано, что температура проведения термомангнитной обработки определяет стабильность динамических магнитных характеристик лент при проведении последующего цикла нагрев – охлаждение. Установлено, что остаточная индукция аморфных металлических лент состава $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ возрастает, а у аморфных металлических лент состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ уменьшается с ростом температуры нагрева ленты. Предполагается, что причиной, по которой в лентах состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ в результате проведения термомангнитной обработки не удается навести выраженную одноосную анизотропию, является наличие в их составе хрома, атомы которого антиферромагнитно взаимодействуют с соседними атомами железа, кобальта и хрома.

Ключевые слова: динамические магнитные свойства, аморфные металлические ленты, магнитная анизотропия, магнитный гистерезис, магнитная доменная структура.

THE INFLUENCE OF THE THERMOMAGNETIC TREATMENT ON TEMPERATURE STABILITY OF DYNAMIC MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS METAL RIBBONS

Abstract. The influence of the thermomagnetic treatment and following heating temperature of amorphous $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ and $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ ribbons on dynamic magnetic properties has been investigated. Under the research, it has been observed that temperature of thermomagnetic treatment determines the stability of the dynamical magnetic characteristics at the cycle heating – cooling. As been established, while the remanence of amorphous $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ ribbons increased with the enlargement of the temperature, but it decreased for amorphous $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ ribbons at the same conditions. We have an assumption that the reason of the non-induction of the distinct uniaxial anisotropy by the means of the thermomagnetic treatment is chromium atoms, which interacts antiferromagnetically with the neighbor atoms of the iron, cobalt and chromium.

Keywords: dynamic magnetic properties, amorphous metal ribbons, magnetic anisotropy, magnetic hysteresis, magnetic domain structure.

Быстрозакаленные аморфные металлические сплавы на основе железа являются одними из наиболее распространенных ферромагнитных наноструктурированных материалов, широко используемых в современной промышленности. Магнитные и магнитоупругие свойства таких сплавов зависят от изменения ближнего порядка в расположении атомов, который модифицируется в результате проведения предварительных обработок. Одним из наиболее эффективных методов обработки, приводящей к улучшению магнитных и магнитоупругих свойств, является термомангнитная обработка (ТМО). Целью проведения ТМО является снятие в лентах внутренних закалочных напряжений и наведение одноосной анизотропии с осью легкого намагничивания, перпендикулярной длине образца. Предварительная термомангнитная обработка аморфных металлических лент составов $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ и $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ оказывает определяющее влияние на зависимости величины эффекта изменения модуля упругости ферромагнитного материала в результате

действия магнитного поля (ΔE -эффекта) от внешнего магнитного поля и на изменение этих зависимостей при различных температурах нагрева [1, 2]. Так, в ленте состава $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$ во всем исследуемом интервале температур проведения ТМО реализуется отрицательный ΔE -эффект (уменьшение модуля упругости при приложении магнитного поля в процессе его измерения). При этом абсолютное значение ΔE -эффекта уменьшается при увеличении температуры нагрева лент, а его абсолютное максимальное значение смещается в область меньших магнитных полей. В свою очередь, в ленте состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ во всем исследованном интервале температур проведения ТМО реализуется только положительный ΔE -эффект. С ростом температуры нагрева максимальное значение ΔE -эффекта в ленте этого состава также уменьшается. Известно [3, 4], что зависимости ΔE -эффекта от приложенного магнитного поля в аморфных металлических лентах на основе железа во многом определяются значением их магнитных параметров, таких как величина поля наведенной одноосной анизотропии, константа магнитоstriction, модуль упругости в размагниченном состоянии и т.д. Еще одним важным фактором, определяющим характер за-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 11-08-00362-а и № 12-08-31476 мол_а).

висимости ΔE -эффекта от магнитного поля в исследуемых лентах, является доменная структура и механизмы ее перестройки под действием магнитного поля. Изменение полевых зависимостей ΔE -эффекта в результате нагрева лент также будет определяться изменениями, происходящими с полями наведенной одноосной анизотропии и механизмами перестройки доменной структуры исследуемых образцов. Учитывая, что прямое наблюдение доменной структуры аморфных металлических лент затруднительно, основным методом получения информации о характере процесса перестройки доменной структуры и поведении поля наведенной одноосной анизотропии при нагреве становится анализ петель магнитного гистерезиса.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния температуры предварительной термомангнитной обработки и дальнейшего процесса нагрев – охлаждение на динамические магнитные характеристики аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, полученных методом быстрой закалки из расплава.

Образцы в виде узких полосок длиной 0,05 м, толщиной 25 – 30 мкм и шириной 0,001 м проходили ТМО в вакууме (10^{-3} мм. рт. ст.) в течение 20 мин. Температура ТМО ($T_{\text{обр}}$) лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ изменялась от 250 до 350 °С, а лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ – от 330 до 410 °С. Различная температура проведения ТМО для аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ обусловлена различной температурой начала процесса их кристаллизации (300 – 330 и 390 – 420 °С соответственно). Постоянное магнитное поле, перпендикулярное длине полосок, составляло 70 кА/м. Влияние процесса нагрев – охлаждение на динамические коэрцитивную силу (H_C) и остаточную индукцию (B_r) аморфных металлических лент исследовали индукционным методом в интервале температур их нагрева (T) от 20 до 210 и до 290 °С при частоте перемагничивающего поля 1 кГц. Скорость линейного нагрева образца составляла 5 °С/мин. Магнитное поле в процессе измерений прикладывали вдоль длины полоски (перпендикулярно оси наведенной анизотропии).

На рис. 1, I приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших ТМО при $T_{\text{обр}} = 250$ °С в процессе цикла нагрев – остывание в интервалах температур от 20 до 210 и до 290 °С. Форма петли гистерезиса ленты, полученной при комнатной температуре, свидетельствует о том, что преобладающим механизмом перестройки доменной структуры является процесс поворота намагниченности, что характерно для лент с одноосной наведенной анизотропией. Как следует из анализа петель гистерезиса, с увеличением температуры нагрева происходит рост величин H_C и B_r ленты (тем значительнее, чем больше температура максимального нагрева ленты). При охлаждении лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ до комнатной температуры наблюдается увеличение значений B_r

и H_C . Вид петель гистерезиса свидетельствует о том, что при повышении температуры нагрева до 210 °С наведенная одноосная анизотропия в лентах, прошедших ТМО при 250 °С, разрушается, а основным механизмом намагничивания становится процесс смещения доменных границ. При дальнейшем охлаждении ленты до комнатной температуры одноосная анизотропия не восстанавливается. Более того, охлаждение лент способствует наведению одноосной анизотропии вдоль длины полоски, что может быть обусловлено эффектом анизотропии формы образца [5].

На рис. 1, II приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших ТМО при $T_{\text{обр}} = 290$ °С. Петли гистерезиса свидетельствуют о наличии в этих металлических лентах выраженной наведенной одноосной анизотропии при комнатной температуре. Доминирующим процессом перестройки доменной структуры является процесс вращения намагниченности. Увеличение температуры нагрева ленты до 210 °С не меняет характера зависимости $B(H)$, хотя и увеличивает значения B_r и H_C , но не разрушает наведенную одноосную анизотропию. Последующее охлаждение ленты до комнатной температуры практически не изменяет ее магнитные параметры.

В свою очередь, нагрев ленты до 290 °С ведет к резкому увеличению H_C и B_r , что свидетельствует о разрушении наведенной одноосной анизотропии и переходе к перемагничиванию смещением доменных границ. Охлаждение ленты до комнатных температур вызывает дальнейший значительный рост H_C и B_r , что объясняется процессами стабилизации доменной структуры в результате направленного упорядочения пар атомов железа и кобальта.

Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших ТМО при $T_{\text{обр}} = 350$ °С (рис. 1, III) свидетельствуют о наличии в них наведенной одноосной анизотропии и преобладании механизма вращения намагниченности в процессе перестройки доменной структуры даже при нагреве до 290 °С. Однако последующее охлаждение ленты до комнатных температур приводит к резкому увеличению H_C и B_r и, по всей видимости, к разрушению наведенной анизотропии. Такое поведение магнитных параметров может быть обусловлено совокупностью действия следующих факторов: выходом из глубины ленты к ее приповерхностным областям избыточного свободного объема с дальнейшим его замораживанием в процессе охлаждения; процессами стабилизации доменных границ, протекающими при охлаждении аморфной ленты [6]; эффектом анизотропии формы.

Рассмотрим влияние температуры нагрева на динамические магнитные параметры аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших ТМО при различных $T_{\text{обр}}$.

На рис. 2, I приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент, прошедших ТМО при

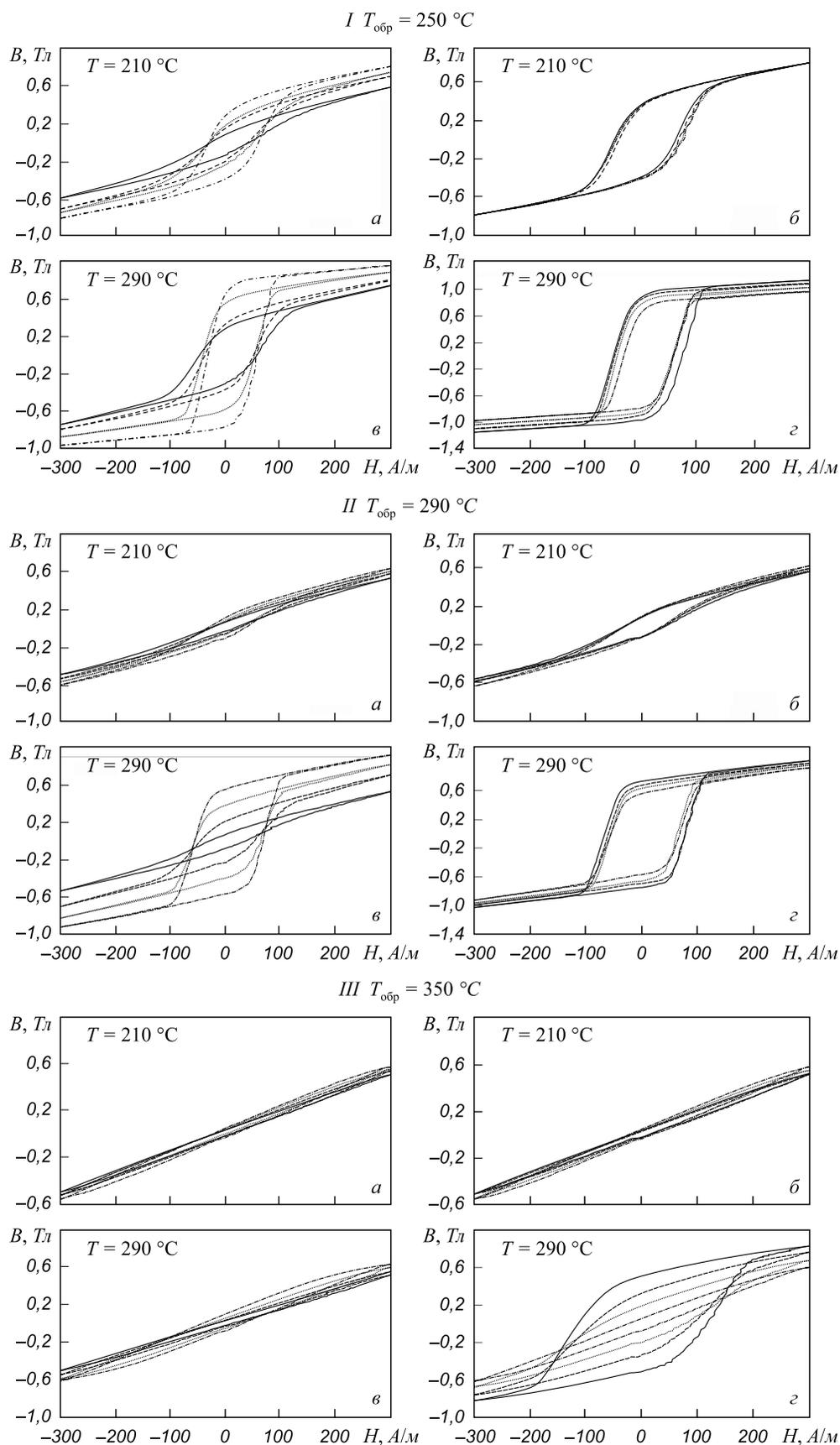


Рис. 1. Петли гистерезиса при нагреве (*a, в*) и при остывании (*б, з*) аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $250 \text{ }^\circ\text{C}$ (*I*), $290 \text{ }^\circ\text{C}$ (*II*) и $350 \text{ }^\circ\text{C}$ (*III*) при максимальной температуре нагрева $210 \text{ }^\circ\text{C}$ (*a, б*) и $290 \text{ }^\circ\text{C}$ (*в, з*) при различных промежуточных температурах (*T*):

a, б: - - $20 \text{ }^\circ\text{C}$, - - - $190 \text{ }^\circ\text{C}$, - · - · $200 \text{ }^\circ\text{C}$, - · - · - $210 \text{ }^\circ\text{C}$;
в, з: - - $20 \text{ }^\circ\text{C}$, - - - $200 \text{ }^\circ\text{C}$, - · - · $260 \text{ }^\circ\text{C}$, - · - · - $290 \text{ }^\circ\text{C}$

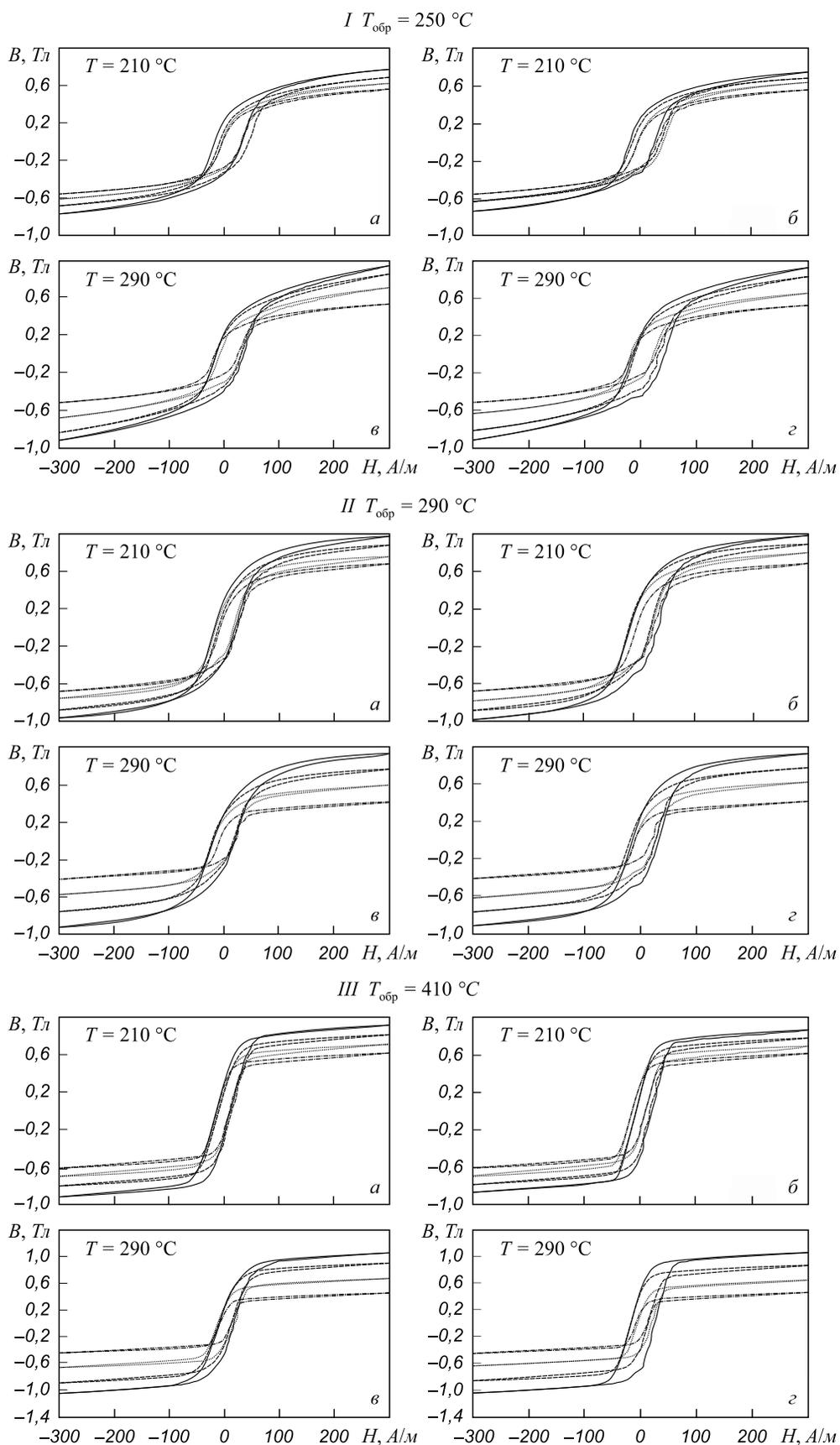


Рис. 2. Петли гистерезиса при нагреве (а, в) и при остывании (б, г) аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших термоманнитную обработку при температуре 330 °C (I), 370 °C (II) и 410 °C (III) при максимальной температуре нагрева 210 °C (а, б) и 290 °C (в, г) при различных промежуточных температурах (T):

а, б: — 20 °C, - - - 190 °C, ····· 200 °C, - - - 210 °C;
 в, г: — 20 °C, - - - 200 °C, ····· 260 °C, - - - 290 °C

$T_{\text{обр}} = 330 \text{ }^\circ\text{C}$ при последующем проведении цикла нагрев – охлаждение. Из анализа петли гистерезиса, полученной при комнатной температуре, следует, что после проведения ТМО поле наведенной одноосной анизотропии лент не превышает 50 – 70 А/м. Полученное значение B_r свидетельствует о значительной составляющей намагниченности вдоль длины лент в отсутствие постоянного магнитного поля. Малое (50 – 70 А/м) значение поля наведенной одноосной анизотропии и относительно высокое (0,40 – 0,45 Тл) значение B_r свидетельствуют о значительной угловой дисперсии анизотропии (отклонение локальных осей легкого намагничивания от макроскопической оси легкого намагничивания образца).

Нагрев ленты до 290 °С сопровождается уменьшением B_r и H_C , при этом наиболее заметные изменения B_r и H_C наблюдаются при температурах нагрева, близких к максимальным. Дальнейшее охлаждение ленты до комнатной температуры ведет к практически полному восстановлению первоначальных значений B_r и H_C .

Рост температуры ТМО до 370 °С ведет к увеличению B_r и к уменьшению H_C (рис. 2, II). Однако форма петли гистерезиса не изменяется, что свидетельствует о неизменности механизма перемагничивания ленты: по-прежнему наблюдается уменьшение B_r и H_C при нагреве и восстановление их первоначальных значений при охлаждении.

Наименьшее значение H_C и наибольшее B_r при комнатных температурах наблюдаются у лент, обработанных при $T_{\text{обр}} = 410 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 2, III). Вместе с тем, в отличие от лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, увеличение $T_{\text{обр}}$ лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ не приводит к росту поля наведенной одноосной анизотропии. Отметим также, что чем выше $T_{\text{обр}}$ при ТМО, тем значительнее изменения динамических магнитных параметров при проведении цикла нагрев – охлаждение.

Таким образом, даже при достаточно высоких температурах ТМО в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ выраженной одноосной анизотропии не возникает.

Подтверждением значительной угловой дисперсии анизотропии является изображение доменной структуры (рис. 3) участка ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедшей ТМО при $T_{\text{обр}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ (получено с использованием атомно-силовой микроскопии): контрастно прослеживаются линии ряби намагниченности, перпендикулярные оси наводимой в процессе ТМО анизотропии ленты.

Обсудим возможные причины поведения динамических магнитных параметров аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших ТМО, в зависимости от температуры нагрева.

Считается, что добавление хрома за счет уменьшения содержания железа приводит к повышению температуры кристаллизации из аморфного состояния в нанокристаллическое и, соответственно, к увеличению

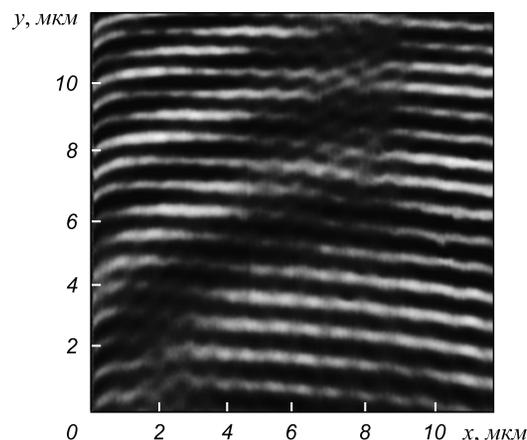


Рис. 3. Доменная структура ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедшей терромагнитную обработку при $T_{\text{обр}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ (по осям указаны линейные размеры сканированного участка ленты)

термической стабильности структуры аморфного металлического сплава [7]. Вместе с тем, хром по своему магнитному упорядочению является антиферромагнетиком. Обменное взаимодействие между его ионами отрицательно. Добавление хрома в ферромагнитный сплав приводит к тому, что атомы хрома окружают себя либо другими атомами хрома, либо атомами железа и кобальта. При этом между атомами хрома и атомами других металлов возникает антиферромагнитное взаимодействие [8]; это препятствует образованию наведенной одноосной анизотропии в процессе ТМО. Можно предположить, что в результате конкуренции между процессами наведения одноосной анизотропии и процессами упорядочения атомов хрома и железа в ленте возникает неоднородная магнитная структура с высокой угловой дисперсией анизотропии. Такое предположение позволяет объяснить уменьшение B_r при нагреве и ее увеличение при остывании ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедшей ТМО. Рост температуры нагрева ведет к уменьшению энергии антиферромагнитного обменного взаимодействия между атомами хрома и железа, но незначительно влияет на поле наведенной одноосной анизотропии. В связи с этим, чем выше температура нагрева ленты, тем более однородной становится его магнитная структура, и тем меньше значение B_r . Охлаждение ленты до комнатной температуры практически не изменяет поля наведенной одноосной анизотропии, но увеличивает энергию антиферромагнитного обменного взаимодействия между атомами хрома и железа и ведет к увеличению значения B_r .

Выводы. Исследуемые аморфные металлические ленты составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ демонстрируют качественно различное поведение динамических магнитных характеристик от температур их терромагнитной обработки и последующего нагрева. Рост температуры терромагнитной обработки лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ от 250 до 350 °С сопровождается развитием наведенной одноосной анизотропии, что выражается в

уменьшении их остаточной индукции и коэрцитивной силы. Рост температуры последующего нагрева ленты до 290 °С и ее охлаждение до комнатных температур приводит к разрушению наведенной одноосной анизотропии. Увеличение температуры термомагнитной обработки ленты состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ от 330 до 410 °С не приводит к наведению выраженной одноосной анизотропии. С ростом температуры нагрева ленты происходит уменьшение остаточной индукции ленты, последующее охлаждение ленты до комнатной температуры ведет к практически полному восстановлению ее динамических магнитных параметров. Причиной, по которой в лентах состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_{15}B_5$ в результате проведения термомагнитной обработки не удается навести выраженную одноосную анизотропию, может являться наличие в их составе хрома. Антиферромагнитное обменное взаимодействие атомов хрома между собой, а также атомов хрома с атомами железа и кобальта препятствует наведению в лентах одноосной анизотропии. Рост температуры нагрева лент уменьшает обменную энергию антиферромагнитного взаимодействия и усиливает роль наведенной одноосной анизотропии. Вследствие этого возрастает однородность магнитной структуры и уменьшается величина остаточной индукции ленты. Последующее охлажде-

ние лент до комнатной температуры приводит к увеличению энергии обменного взаимодействия и росту их остаточной индукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Семенов А.Л., Гаврилюк А.А., Гафаров А.Р. и др. – В кн.: сб. тр. 4-й Всероссийской науч. конференции с международным участием «Наноматериалы и технологии». – Улан-Удэ: изд. БГУ, 2012. С. 144 – 148.
2. Gavriliuk A., Semenov A., Mokhovikov A. et al. – Joint European Magnetic Symposia: Abstracts. – Parma, Italy, 2012. P. 234, 235.
3. Гаврилюк А.А., Ковалева Н.П., Гаврилюк А.В. // Изв. вуз. Физика. 1998. В. 10. С. 121 – 123.
4. Гаврилюк А.А., Семенов А.Л., Моховиков А.Ю. // ЖТФ. 2006. Т. 76. В. 6. С. 64 – 71.
5. Гаврилюк А.А., Ковалева Н.П., Гаврилюк А.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2005. В. 7. С. 34 – 43.
6. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
7. Chau N. // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2006. Vol. 34. P. 36 – 40.
8. Якимов И.И., Слинкина Т.А. – В кн.: Сб. Физика магнитных пленок. – Иркутск: изд. ИГПИ, 1975. С. 33 – 35.

© 2013 г. А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, А.Р. Гафаров,
Е.А. Голыгин, А.Ю. Моховиков, Н.В. Морозова
Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 669.14.08:621.785

Ю.Ф. Иванов^{1,2}, А.Д. Тересов¹, Е.А. Петрикова¹, С.В. Райков³,
В.Ф. Горюшкин³, Е.А. Будовских³

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

³ Сибирский государственный индустриальный университет

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ*

Аннотация. Рассмотрены результаты анализа структуры и фазового состава, механических, трибологических и коррозионных свойств технического чистого титана VT1-0, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное легирование и последующее облучение высокоинтенсивным электронным пучком. Выявлены режимы обработки, позволяющиекратно увеличить контролируемые свойства материала; рассмотрены физические причины, способствующие этому.

Ключевые слова: технически чистый титан, электровзрывное легирование, электронный пучок, структура, свойства.

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF CP TITANIUM VT1-0 SURFACE LAYER, SUBJECTED TO ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING AND SUBSEQUENT TREATMENT BY HIGH-INTENSITY PULSED ELECTRON BEAM

Abstract. The results of the analysis of the structure and phase composition, mechanical, tribological and corrosion properties of commercially pure titanium VT1-0 subjected to a combined treatment that combines electroexplosive alloying and subsequent irradiation by high-intensity electron beam are considered. Identified modes of treatment, allowing to multiple increases controlled properties of the material and discusses the physical reasons contributing to this.

Keywords: commercially pure titanium, electroexplosive alloying, electron beam, structure, properties.

Титановые сплавы занимают одно из ведущих мест среди материалов, обеспечивающих прогресс авиакосмической техники, судостроения, машиностроения и медицины [1 – 3]. Эти сплавы характеризуются высокой пластичностью, отсутствием хладноломкости, высокой прочностью и коррозионной стойкостью (особенно в окислительных и хлорированных средах). Несмотря на многочисленные исследования, направленные в первую очередь на решение конкретных производственных задач, потенциальные возможности сплавов на основе титана реализованы далеко не полностью. Это обусловлено рядом недостатков титановых сплавов, существенно ограничивающих их применение (низкая износостойкость, высокая склонность к налипанию, большой коэффициент трения в паре практически со всеми материалами) [4].

Для защиты поверхности изделий из титана и его сплавов широко используются различного рода покрытия [5], применяются различные методы их нанесения [6]. Общий недостаток покрытий состоит в формировании на границе с основой термомеханических напряжений, которые приводят к разрушению этих покрытий.

Перспективным является использование поверхностного легирования, позволяющего модифицировать сравнительно тонкие поверхностные слои материала, при этом остаются неизменными структура и фазовое состояние объема. Одним из перспективных методов легирования поверхности является обработка материала потоками плазмы, в том числе формируемой при электрическом взрыве токопроводящих фольг или волокон (ЭВЛ) [7, 8].

Дополнительное повышение свойств поверхностного слоя и образца в целом достигается при комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и последующую термическую обработку, осуществляемую высокоинтенсивными импульсными низкоэнергетическими электронными пучками [9, 10]. По сравнению с широко распространенной лазерной электронно-пучковой технологией обладает большими возможностями контроля и регулирования количества подводимой энергии, отличается локальностью распределения энергии в приповерхностном слое обрабатываемого материала и высоким коэффициентом полезного действия [11, 12]. Сверхвысокие ($10^8 - 10^{10}$ К/с) скорости нагрева до температур плавления и последующего охлаждения тонкого ($10^{-7} - 10^{-6}$ м) приповерхностного слоя материала, весьма малое ($10^{-6} - 10^{-3}$ с) время воздействия высоких тем-

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 13-08-00416 и № 13-02-12009 офи_м), а также в рамках государственного задания «Наука» Минобрнауки РФ.

ператур, формирование предельных (до $10^7 - 10^8$ К/м) градиентов температуры, обеспечивающих охлаждение приповерхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью $10^4 - 10^9$ К/с, создают условия для образования в приповерхностном слое аморфной, нано- и субмикроструктурной структуры. Столь существенные изменения структуры и фазового состояния поверхностных слоев приводят к значительному улучшению физико-химических и прочностных свойств материала, недостижимому при использовании традиционных методов поверхностной обработки.

Целью настоящей работы является выявление закономерностей эволюции структуры и свойств поверхностного слоя технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого обработке, сочетающей электровзрывное легирование и последующее облучение электронным пучком.

В качестве модифицируемого материала выбран технически чистый титан ВТ1-0, содержащий до 0,25 % Fe, до 0,07 % С, до 0,1 % Si, до 0,04 % N, до 0,2 % O, до 0,01 % H, остальное титан (по массе) [13]. Исследовали образцы в форме шайб толщиной 10 и диам. 15 мм.

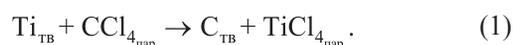
Легирование поверхностного слоя осуществляли путем воздействия плазмы, формирующейся при электрическом взрыве углеродного волокна (УВ), на поверхность которого в область взрыва помещали навеску порошка карбида кремния SiC. Режим электровзрывного легирования: поглощаемая плотность мощности $5,5$ ГВт/м² (зарядное напряжение 2,2 кВ), диаметр сопла и расстояние образца от среза сопла 20 мм, масса углеродных волокон 70 мг, масса порошковой навески карбида кремния 50 мг. Дополнительное импульсное плавление модифицированного слоя осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО». Режимы импульсной обработки: энергия электронов 18 кэВ, плотность E_s энергии пучка электронов 40 – 60 Дж/см², длительность τ импульсов 100 и 200 мкс, количество N импульсов воздействия 1 – 20, частота f следования импульсов $0,3$ с⁻¹; облучение проводили в аргоне при остаточном давлении 0,02 Па. Такие режимы обеспечивали нагрев поверхностного слоя толщиной приблизительно 30 мкм до температуры плавления и закалку из расплава со скоростями примерно 10^6 К/с.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя осуществляли методами оптической, сканирующей и электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа (геометрия Брега-Брентано, кобальтовое K_α -излучение). Изучали физико-механические свойства поверхностного слоя (микротвердость, износостойкость, коэффициент трения).

Коррозионные испытания осуществляли в среде хлорагента, в качестве которого применяли тетрахлорид углерода CCl₄ «ХЧ» (химически чистый, содержание примесей менее 0,01 %). В изотермических условиях и при непрерывном потоке паров CCl₄ образцы выдерживали в реакторе в течение 4 ч, а затем печь отключали,

подачу хлорагента прекращали, образцы охлаждали вместе с печью до комнатной температуры. Испытания осуществляли в интервале температур 573 – 773 К. В предварительных экспериментах с образцами технически чистого титана было установлено, что в этом интервале температуры изменяется механизм реакции хлорагента с титаном и состав продуктов газовой коррозии. В интервале 573 – 623 К титан устойчив к хлорагенту. После выдержки в реакторе менее 5 ч на образцах образуются пленки, дающие цвета побежалости, которые затем, при более длительной выдержке, становятся темно-фиолетовыми. Такие пленки хорошо удерживаются на поверхности металла и не счищаются скальпелем (остаются царапины). Масса образцов в опытах при этой температуре практически остается постоянной (изменения составляют десятые доли миллиграмма). Предположительно такие пленки могут быть образованы хлоридами TiCl₂, TiCl₃, их смесями или оксихлоридами титана.

При температуре 673 К и выше механизм реакции резко изменяется: на образцах образуется рыхлая пленка преимущественно из рентгеноаморфного углерода, в которой достаточно много двухмерноупорядоченного углерода (межплоскостные расстояния $d_{002} = 0,351$ нм; $L_c = 1,82$ нм). Такая пленка легко расслаивается (как слюда) и отделяется от поверхности металла. При открывании пробки реактора после изотермической выдержки образцов при 673 К появляется молочного-белый дым, который в вытяжном шкафу медленно поднимается вверх. Появление этого дыма указывает на то, что продуктом взаимодействия металла с хлорагентом является тетрахлорид титана TiCl₄. Схема реакции взаимодействия титана с тетрахлоридом углерода CCl₄ в интервале температур 673 – 773 К следующая:



В опытах по газовой коррозии титана в тетрахлориде углерода в интервале температур 673 – 773 К в течение 1 – 5 ч происходит существенное уменьшение массы образцов. Поэтому именно этот интервал температур выбрали для установления стойкости модифицированного поверхностного слоя технически чистого титана к хлорагенту. Результаты коррозии оценивали по массовому показателю коррозии

$$K_m = \frac{\Delta m}{S\tau} = \frac{m_2 - m_1}{S\tau}, \quad (2)$$

где m_1 – масса образцов до опыта, г; m_2 – масса образцов после опыта и удаления твердого углерода с поверхности, г; S – площадь поверхности образцов, мм²; τ – время опыта, ч.

Масса образцов во всех опытах уменьшалась, поэтому массовый показатель коррозии принимает отрицательные значения.

При подстановке в формулу (2) данных по немодифицированным образцам из титана ВТ1-0 (образцы-свидетели) получены массовые показатели коррозии K_{Ti} для этого материала. При подстановке в формулу (2) данных по модифицированным образцам получен усредненный массовый показатель коррозии материала (K_{cp}). При усреднении учитывали как показатель коррозии титана K_{Ti} (немодифицированные участки поверхности образца), так и показатель коррозии модифицированного образца K_M . Для одного и того же образца все три показателя связаны между собой зависимостью

$$K_{cp} = \left(\frac{S_{Ti}}{S} \right) K_{Ti} + \left(\frac{S_M}{S} \right) K_M, \quad (3)$$

где $\frac{S_M}{S}$ и $\frac{S_{Ti}}{S}$ – доля модифицированной и немодифицированной поверхности образца.

Результаты опытов оценивали как «хорошие», если они укладывались в схему: все три показателя коррозии (K_{cp} , K_{Ti} , K_M) – отрицательные величины; K_M по модулю меньше K_{Ti} ; отношение $\frac{K_M}{K_{Ti}}$ – положительная величина, меньше единицы. Оценку коррозионной стойкости модифицированного слоя осуществляли на основании величины отношения показателей коррозии $\frac{K_{cp}}{K_{Ti}}$.

Комбинированная обработка образцов технически чистого титана, сочетающая электровзрывное легирование при использовании углеродного волокна и карбида кремния и последующее облучение электронным пучком, приводит при указанных выше режимах воздействия к формированию относительно гладкой поверхности, на которой выявляется зеренная структура с размером кристаллитов 1,5 – 12,0 мкм (рис. 1, а). В объеме зерен фиксируется субструктура высокоскоростной кристал-

лизации, размер ячеек которой изменяется в пределах 300 – 500 нм (рис. 1, б). Анализ поперечных шлифов (рис. 1, в) выявил многослойную структуру, представленную собственно легированным слоем (слой I), тонким (3 – 7 мкм) переходным слоем (слой II, вставка) и слоем термического влияния (слой III), плавно переходящим в основной объем материала.

Толщина легированного слоя практически не зависит от режима электронно-пучковой обработки и изменяется в пределах 25 – 30 мкм. Анализируя структуру поперечного шлифа, можно отметить, что легированный слой структурно неоднороден: слой, примыкающий к поверхности легирования, и слой, отделяющий зону термического влияния от слоя жидкофазного легирования, имеют глобулярное строение и являются более дисперсными по сравнению с центральной зоной слоя легирования. Увеличение плотности энергии пучка электронов от 45 до 60 Дж/см², а также увеличение количества импульсов воздействия пучка электронов от 10 до 20 способствуют повышению степени структурной однородности слоя жидкофазного легирования.

Рентгенофазовый анализ модифицированного слоя выявил присутствие наряду с α -Ti вторых фаз составов TiC, SiC, TiSi₂, суммарная объемная доля которых изменяется в пределах 10 – 41 % и достигает максимального значения при режиме облучения $E_s = 50$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹. Основной из упрочняющих фаз является карбид титана TiC. Частицы карбида титана, как показали исследования тонких фольг, выполненные методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, присутствуют в двух морфологически различных состояниях: во-первых, в виде глобул; во-вторых, в виде прослоек, разделяющих ячейки кристаллизации α -Ti (рис. 2, а, б). Частицы карбида кремния состава α -SiC имеют преимущественно

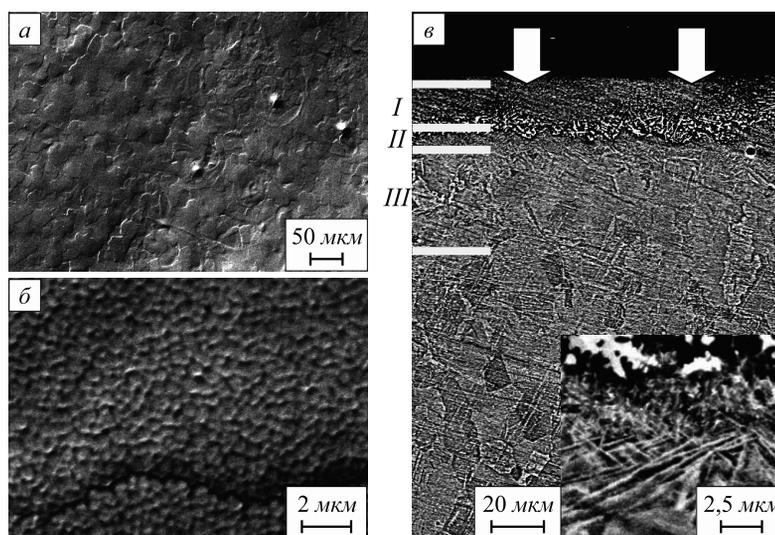


Рис. 1. Структура (сканирующая электронная микроскопия) поверхности (а, б) и поперечного сечения (в) образцов технически чистого титана, подвергнутых электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке при $E_s = 50$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹ (стрелками на поз. в указана поверхность модифицирования)

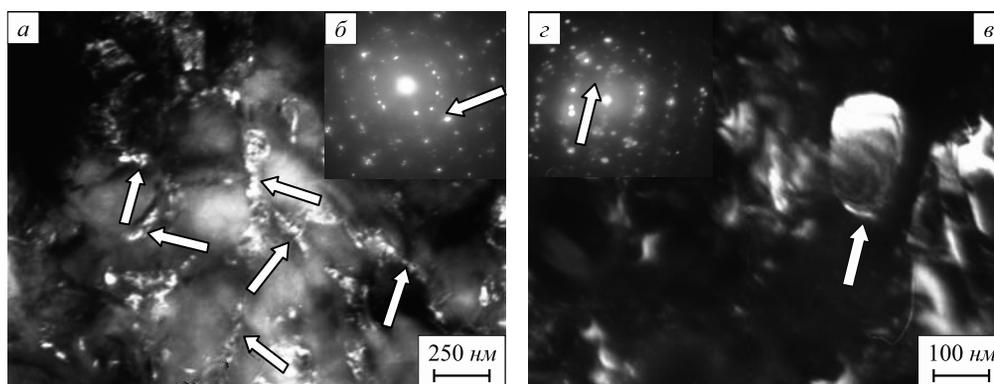


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры расположенного на глубине приблизительно 10 мкм слоя сплава VT1-0, подвергнутого комбинированной обработке:

a и *в* – темное поле, полученное в рефлексе [111]TiC и [101] α -SiC; *б*, *г* – микроэлектронogramмы с поз. *a* и *в* (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле). На поз. *a* стрелками указаны прослойки TiC, разделяющие области α -Ti; на поз. *в* – частицы α -SiC

глобулярную форму и распределены по объему материала хаотически (рис. 2, *в*, *г*).

В настоящей работе выполнены испытания и выявлены зависимости прочностных (микротвердость) и трибологических (износостойкость и коэффициент трения) характеристик модифицированного путем электровзрывного легирования поверхностного слоя образцов технически чистого титана от параметров электронно-пучкового облучения (плотности энергии пучка электронов и длительности импульса воздействия). Установлено, что максимальная микротвердость, достигаемая в приповерхностном слое (слое толщиной примерно 10 мкм, включая поверхность облучения), превышает микротвердость основы почти в десять раз (рис. 3, *a*, кривая 2). Толщина поверхностного слоя, микротвердость которого превышает микротвердость основы в шесть раз, достигает 70 мкм (рис. 3, *a*, кривая 2). Износостойкость поверхностного слоя увеличивается (по отношению к износостойкости исходного материала) примерно в 7,5 раз (рис. 3, *б*). Коэффициент

трения снижается (по отношению к коэффициенту трения исходного материала) приблизительно в 1,15 раза (рис. 3, *б*).

Результаты испытаний на коррозионную стойкость образцов представлены на рис. 4. Можно отметить, что комбинированная обработка сопровождается увеличением коррозионной стойкости материала. Устойчивый защитный эффект, приобретаемый титаном после комбинированной обработки, выявляется при температуре испытания 773 К (рис. 4, кривая 1). Выявленный эффект снижается с увеличением плотности энергии пучка электронов, воздействующего на материал. При температуре испытания 673 К защитный эффект неустойчив, что может быть связано с изменением механизма реакции взаимодействия тетраоксида углерода с титаном.

Выводы. Проведена комплексная обработка поверхности образцов технически чистого титана VT1-0, заключающаяся в электровзрывном легировании (науглероживании с добавками порошка карбида кремния)

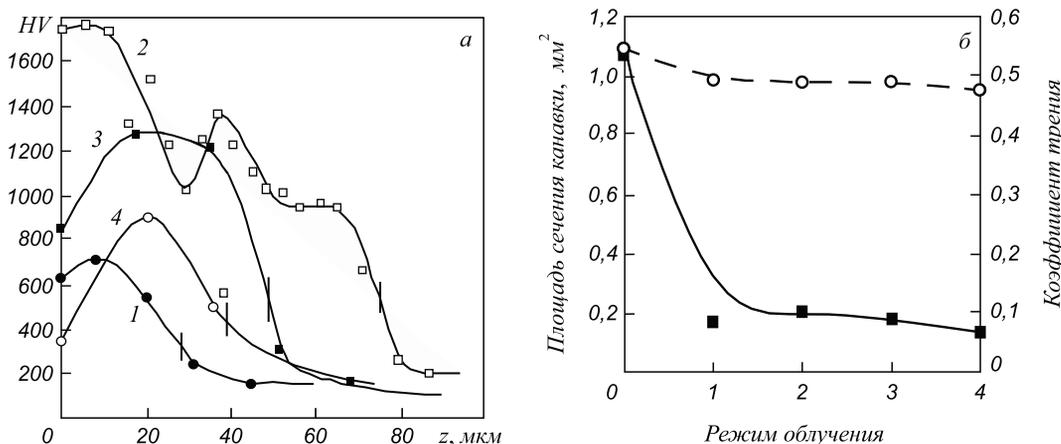


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя (*a*), а также площадь поперечного сечения канавки износа (*S*) (—) и коэффициент трения (---) (*б*) технически чистого титана VT1-0 после электровзрывного науглероживания совместно с порошковой навеской карбида кремния SiC и последующей электронно-пучковой обработки в различных режимах:

1 – $E_S = 45$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹; 2 – $E_S = 50$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹; 3 – $E_S = 60$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹; 4 – $E_S = 60$ Дж/см², $\tau = 200$ мкс, $N = 20$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹; 0 – исходное состояние

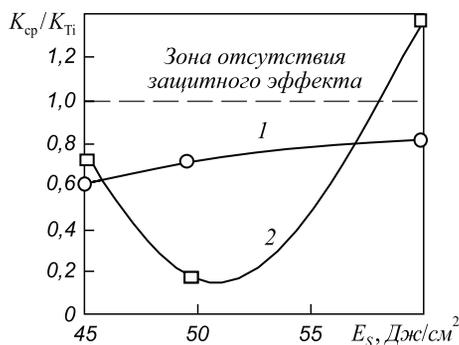


Рис. 4. Зависимость показателя коррозии $K_{сп}/K_{Тт}$ технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого комбинированной обработке при $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп, $f = 0,3$ с⁻¹, длительности испытания 4 ч, от плотности энергии пучка электронов при температуре испытания: 1 – 773 К; 2 – 673 К

и последующем облучении высокоинтенсивным электронным пучком. Выполнены исследования и выявлено многослойное многофазное (α -Ti, TiC, α -SiC, TiSi₂) строение модифицированного материала. Установлено, что максимальная микротвердость, достигаемая в приповерхностном слое, превышает микротвердость основы приблизительно в десять раз; толщина поверхностного слоя, микротвердость которого превышает микротвердость основы примерно в шесть раз, достигает 70 мкм. Износостойкость поверхностного слоя увеличивается (по отношению к износостойкости исходного материала) приблизительно в 7,5 раз; коэффициент трения снижается примерно в 1,15 раза. Показано, что увеличение прочностных и трибологических свойств поверхностного слоя технически чистого титана обусловлено формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры пластинчатого типа на основе α -Ti, упрочненной наноразмерными выделениями вторых фаз. Комбинированная обработка поверхности технически чистого титана способствует повышению его коррозионной стойкости при температуре испытания 673 К более чем в шесть раз ($E_s = 50$ Дж/см²,

$\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп, $f = 0,3$ с⁻¹); при температуре испытания 773 К – примерно в 1,6 раза ($E_s = 45 \div 50$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп, $f = 0,3$ с⁻¹).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
2. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов: Учебник для вузов. – М.: «МИСИС», 2001. – 416 с.
3. Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.
4. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. – М.: Техносфера, 2008. – 464 с.
5. Бобров Г.В., Ильин А.А. Нанесение неорганических покрытий. Теория. Технология. Оборудование: Учеб. пособие для вузов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 626 с.
6. Хокинг М., Васантакри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия. – М.: Мир, 2000. – 516 с.
7. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.А. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
8. Основы технологии обработки поверхности материалов импульсной гетерогенной плазмой / Е.А. Будовских, В.Д. Сарычев, В.Е. Громов и др. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2002. – 170 с.
9. Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / С.В. Карпий, М.М. Морозов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.
10. Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титановых сплавов после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова, Е.А. Будовских. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. – 435 с.
11. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. – В кн.: Структура и свойства перспективных металлических материалов / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345 – 382.
12. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.
13. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.

© 2013 г. Ю.Ф. Иванов, А.Д. Тересов, Е.А. Петрикова, С.В. Райков, В.Ф. Горюшкин, Е.А. Будовских
Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 669.046:621.7.011

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

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ХОД ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕХАНИЧЕСКОЕ НАПРЯЖЕНИЕ – ДЕФОРМАЦИЯ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ*

Аннотация. Исследованы особенности деформации аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при импульсном воздействии электрического тока. Установлено, что пропускание импульсного электрического тока приводит к кратковременному сбросу механического напряжения в нагруженных образцах с последующим его восстановлением. Получены зависимости сброса механического напряжения от плотности тока.

Ключевые слова: сброс механического напряжения, аморфные металлические сплавы, нанокристаллический сплав, деформация, импульсный электрический ток.

THE EFFECT OF PULSED ELECTRIC CURRENT ON THE DEPENDENCE MECHANICAL STRESS – DEFORMATION IN AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE METALLIC ALLOYS

Abstract. The paper presents the results of the investigated features of the deformation of amorphous and nanocrystalline metallic alloys under the impact of an electric current. It has been established that the transmission of the pulse electric current leads to a transient release of mechanical stress in the loaded samples with its subsequent restoration. The dependence of the release of mechanical stress on the current density is obtained.

Keywords: release of mechanical stress, amorphous metallic alloys, nanocrystalline alloys, deformation, pulsed electric current.

Известно, что пропускание импульса электрического тока по металлическому проводнику, находящемуся в нагруженном состоянии, сопровождается электропластическим эффектом [1]. Исследований этого эффекта в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах [2] практически нет, хотя эти сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности и техники [3 – 10]. Известно также [4], что в аморфных металлических сплавах имеет место структурная релаксация, приводящая к изменению физических свойств материалов и изделий из них. Структурная релаксация, по-видимому, протекает также при нагреве аморфных сплавов, связанным с прохождением импульсного электрического тока. В связи с этим исследование влияния импульсных токов на ход кривых деформации и на структурное состояние является актуальным.

Цель настоящей работы состоит в исследовании влияния импульсного электрического тока на ход зависимостей механическое напряжение (σ) – деформация (ϵ) в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах.

В качестве материалов для исследования воздействий импульсов электрического тока выбраны ленточные

аморфные металлические сплавы на основе кобальта с различным его содержанием и нанокристаллический сплав на основе железа. Содержание кобальта в аморфных металлических сплавах (АМАГ) – от 70 до 86 %. Содержание железа в нанокристаллическом сплаве составляло 80 %. Размеры образцов $40 \times 3,5 \times 0,02$ мм. Все исследуемые сплавы получены методом спиннингования.

Эксперименты по одноосному растяжению проводили на электромеханической машине Instron-5565 для статических испытаний. Для экспериментов с одновременным воздействием нагрузки и импульсного электрического тока были изготовлены специальные захваты с изолирующими пластинами. Во время деформации образца¹ подавали импульсы тока (путем разрядки конденсатора). Плотность тока (j), протекающего через образцы, варьировали от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9$ А/м². Использовали импульсы длительностью $\tau_1 \sim 2,5$ мс и $\tau_2 \sim 5$ мс. Нагрев образцов в течение всего процесса деформации контролировали лазерным измерителем температуры Testo-845 с частотой 10 с⁻¹. Фазовый состав исследуемых сплавов до и после воздействия импульсного электрического тока определяли рентгенографическими методами с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

Экспериментально установлено, что при деформации образцов из аморфных металлических сплавов (АМС) с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах σ – ϵ наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения ($\Delta\sigma$) с последующим полным восстановлением хода

* 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).

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

зависимости $\sigma - \epsilon$ (рис. 1, *a*). Кроме того, пропускание импульсного электрического тока вызывает скачкообразное кратковременное увеличение температуры образцов АМС (рис. 1, *б*). При $j \geq 4 \cdot 10^9 \text{ A/m}^2$ на зависимости $\sigma - \epsilon$ АМС имеет место не полностью восстанавливаемый сброс механической нагрузки. Для нанокристаллического сплава на основе железа не полностью восстанавливаемый сброс механического напряжения наблюдается при $j \geq 8 \cdot 10^8 \text{ A/m}^2$. Такой невосстанавливаемый сброс механического напряжения, по-видимому, связан с необратимыми атомными перестройками в материалах. Пропускание импульсного тока понижает предел прочности материалов. Так, после десяти импульсов электрического тока при $j = 6 \cdot 10^8 \text{ A/m}^2$ предел прочности в аморфных сплавах снижается в два раза, а в нанокристаллическом сплаве на основе железа – примерно на 40 %.

Установлено, что при одной и той же плотности тока увеличение длительности импульса вызывает пропорционально больший по величине нагрев образцов и, соответственно, больший сброс механического напряжения. Сопоставление зависимостей сбросов механического напряжения от плотности тока при заданной длительности импульса показывает, что для исследуемых сплавов зависимости $\Delta\sigma(j)$ подобны и могут быть аппроксимированы выражением $\sigma = \sigma_0 + Ae^{(-j/B)}$, где A и B – числовые коэффициенты, зависящие от элементного состава сплава. Экспоненциальный характер зависимостей (рис. 2) свидетельствует о термоактивационных процессах, происходящих в материалах.

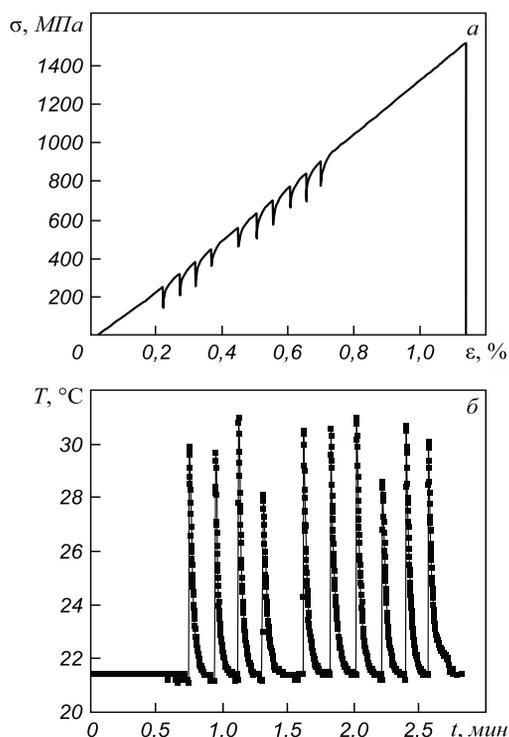


Рис. 1. Диаграмма $\sigma(\epsilon)$ аморфного сплава на основе кобальта (*a*) и соответствующая ей зависимость температуры нагрева образца с течением времени (*б*) при воздействии десяти импульсами тока длительностью 5 мс

При пропускании импульса электрического тока происходит увеличение температуры образца за счет выделения джоулева тепла. Учет теплового действия тока, включающий точное измерение нагрева образцов и оценку влияния этого нагрева на деформацию образцов, является существенным моментом в исследовании причин сброса механического напряжения.

С этой целью проводили деформацию образцов по следующей схеме. Первоначально образец подвергали растяжению при постоянной (0,1 мм/мин) скорости движения захватов при комнатной температуре. При достижении механической нагрузки, соответствующей моменту сброса механического напряжения на диаграммах $\sigma - \epsilon$ (рис. 1, *a*) в результате пропускания импульсного тока, деформация прекращалась, но нагрузку при этом с образцов не снимали. После этого осуществляли нагрев с использованием тепловой приставки машины Instron-5565. Далее образец продолжали нагружать с той же скоростью деформации, что и на первом этапе, но уже при повышенной температуре образца, равной температуре нагрева за счет импульсного тока. Эксперименты на всех исследуемых сплавах показали, что зависимость снижения механического напряжения $\Delta\sigma$ от величины нагрева ΔT имеет линейный характер. Аналогичные зависимости получены в экспериментах по пропусканию импульсов электрического тока.

Экспериментальные зависимости аппроксимировали линейной функцией вида $\Delta\sigma = k\Delta T$, где k – коэффициент, показывающий величину сброса напряжения при нагреве на $\Delta T = 1 \text{ }^\circ\text{C}$.

Установлено, что в аморфных сплавах на основе кобальта пропускание импульсного тока вызывает больший сброс механического напряжения, чем нагрев в печи. Значения коэффициентов для токового (k_1) и печного (k_2) нагрева приведены в таблице.

Таким образом, сброс механического напряжения, вызванный пропусканием импульса электрического тока, в аморфных сплавах почти в 1,5 раза больше, чем сброс напряжения при нагреве в печи (рис. 3, *a*). Очевидно, что сброс напряжения в образце обусловлен не только термическим расширением, но и иным механизмом, инициируемым пропусканием импульса электрического

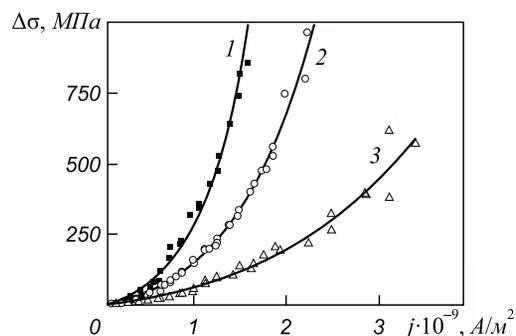


Рис. 2. Зависимость сброса механического напряжения от плотности тока при $\tau = 5 \text{ мс}$ в сплавах АМАГ-180 (1), АМАГ-172 (2), АМАГ-200 (3)

Значения коэффициентов нагрева

Сплав	Коэффициенты		
	k_1 , МПа/°С	k_2 , МПа/°С	k_1/k_2
АМАГ-170	9,33	6,08	1,54
АМАГ-172	8,72	5,50	1,59
АМАГ-179	10,15	5,52	1,84
АМАГ-180	11,94	7,68	1,56
АМАГ-183	8,95	5,42	1,65
АМАГ-186	9,84	6,58	1,65
АМАГ-200	5,85	5,85	1,00

тока. Исключаются также магнестрикционные явления, вызванные пропусканием электрического тока, так как в аморфных сплавах с большим содержанием кобальта величина магнестрикции имеет практически нулевое значение [11].

Для сплава АМАГ-200 величины сбросов механического напряжения, вызванных импульсным током и нагревом в печи, одинаковы (рис. 3, б) при одной и той же температуре, что может быть связано с особенностями строения материала, который находится в более стабильном состоянии по сравнению с АМС по крайней мере при нагреве до температур примерно 100 °С. Следовательно, сброс механического напряжения в этом сплаве можно объяснить только термическим расширением в результате пропускания импульсного тока.

В настоящей работе проведен сравнительный анализ рентгенограмм образцов сплавов без воздействий и после воздействия импульсами тока, а также образцов, отожженных при различных температурах. Выявлено, что аморфные сплавы на основе кобальта (АМАГ-170 – 186) после серий импульсов электрического тока плотностью $10^8 - 10^9$ А/м² остаются рентгеноаморфными, что может быть связано с начальными этапами обратимых атомных перестроек, к которым рентгеновские методы нечувствительны; в нанокристаллическом сплаве на основе железа (АМАГ-200) после серий импульсов тока с нагревом, не превышающим 100 °С, на дифрактограммах отмечены незначительные изменения, которые могут быть обусловлены частичным снятием закалочных напряжений. При этом снижается предел прочности, но коэффициент термического расширения не изменяется.

Выводы. Пропускание импульса электрического тока плотностью до $4 \cdot 10^9$ А/м² вызывает обратимый сброс механического напряжения на диаграммах нагружения аморфных металлических сплавов, величина которого определяется не только термическим расширением, но и начинающимися процессами структурной релаксации. В нанокристаллическом сплаве на основе железа критическая плотность импульсного электрического тока, не вызывающая невосстанавливаемый сброс, составляет $8 \cdot 10^8$ А/м². Сброс механического напряжения обусловлен только термическим расширением, зависимость его от величины импульсного тока аппроксимируется экс-

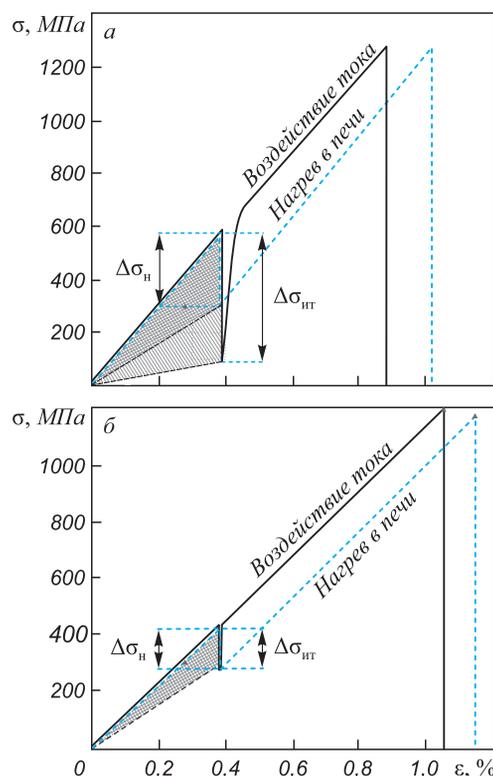


Рис. 3. Сброс механического напряжения в результате пропускания импульсного тока ($\Delta\sigma_{ит}$) и нагрева ($\Delta\sigma_{н}$) для сплава АМАГ-180 (а) и АМАГ-200 (б)

понентой, числовые коэффициенты определяются элементным составом сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Гилман Д.Д., Лими Х.Д. Металлические стекла. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
3. Золотухин И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1986. – 176 с.
4. Механическое поведение аморфных сплавов / А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, В.Е. Громов, В.В. Коваленко. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. – 416 с.
5. Капустин А.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В. // Перспективные материалы. 2007. Т. 1. С. 333 – 337.
6. Яковлев А.В., Капустин А.Н., Федоров В.А. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. Т. 4. № 1. С. 66 – 71.
7. Федоров В.А., Яковлев А.В., Капустин А.Н. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 8 (638). С. 39 – 41.
8. Feodorov V.A., Jakovlev A.V., Kapustin A.N., Vasilieva I.V. // Reviews on Advanced Materials Science. 2009. Vol. 20. № 2. P. 179 – 186.
9. Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Капустин А.Н. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. Т. 6. № 2. С. 87 – 91.
10. Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 9. С. 53 – 58.
11. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.

К 70-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ М.Д. СТАРОСТЕНКОВА



15 января 2014 г. исполняется 70 лет со дня рождения Михаила Дмитриевича Старостенкова – известного российского ученого, основателя научной школы моделирования эволюции дефектных структур в металлах и сплавах, главного редактора журнала «Фундаментальные проблемы современного материаловедения», доктора физико-математических наук, профессора, Заслуженного деятеля науки Российской Федерации, заведующего кафедрой «Общая физика» Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова (г. Барнаул).

В 1966 г. Михаил Дмитриевич окончил Томский государственный университет (специальность «Теоретическая физика», факультет «Физический»). В 1966–1967 гг. – инженер (г. Нальчик). С 1967 по 1976 гг. работал в Томском политехническом университете, с 1969 г. – аспирант. С 1975 г. – кандидат физико-математических наук (специальность «Физика твердого тела»). В 1976–1983 гг. работал в Алтайском государственном университете. В 1980 г. присвоено звание доцента. С 1983 г. занимается преподавательской и научной деятельностью в АлтГТУ им. И.И. Ползунова. С 1994 г. – доктор физико-математических наук (диссертация в форме научного доклада).

Под руководством М.Д. Старостенкова подготовлено более 46 научных работ на соискание ученой степени кандидата, 7 научных работ на соискание ученой степени доктора наук. В 2002 г. Михаил Дмитриевич награжден Сибирским отделением РАН почетной грамотой за большой вклад в становление науки и инженерного дела на Алтае и подготовку научно-педагогических кадров, в 1997–2003 гг. – лауреат государственной научной стипендии в области физики и астрономии, в 2001 г. – лауреат премии администрации Алтайского края «За высокие достижения в области науки и техники», в 2010 г. – лауреат первого краевого конкурса среди научных и научно-педагогических работников, участвующих в решении задач социально-экономичес-

кого развития Алтайского края в номинации «Профессор года», в 2000 г. – «Соросовский профессор», в 2002 г. – Почетная грамота и медаль М.А. Лаврентьева президиума СО РАН за вклад в становление и развитие науки и инженерного дела на Алтае, в 2004 г. – Почетная грамота Администрации Алтайского края за большой вклад в науку и образование Алтайского края, в 2008 г. – Российской академией естествознания присвоено почетное звание основателя научной школы «Теория и компьютерное моделирование в физике конденсированного состояния». В 2004 г. награжден медалью «45 лет Восточно-Казахстанскому государственному техническому университету» (г. Усть-Каменогорск), в 2011 г. – медалью «За заслуги перед Восточно-Казахстанским государственным университетом», в 2012 г. – медалью «За заслуги перед Алтайским государственным техническим университетом», в 2013 г. – орденом LABORE ET SCIENTIA (ТРУДОМ И ЗНАНИЕМ).

М.Д. Старостенков является членом межгосударственного совета стран СНГ по физике прочности и пластичности, членом секции по физике прочности и пластичности совета РАН по физике конденсированного состояния.

Михаил Дмитриевич является председателем диссертационного совета Д 212.004.04 при АлтГТУ по специальности 01.04.07 – «физика конденсированного состояния», является постоянным руководителем международных школ-семинаров «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» (с 1992 г. по настоящее время прошло 12 заседаний). В 2012 г. – организатор VI сессии научного совета РАН по механике. С 2004 г. главный редактор журнала «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» (г. Барнаул), который входит в перечень ВАК Министерства образования и науки РФ для опубликования основных научных результатов диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук. Сам М.Д. Старостенков опубликовал свыше 1300 работ и восемь монографий, преимущественно в рецензируемых и переводимых изданиях, в том числе и в США. Участник и руководитель десятков грантов, в том числе РФФИ, ВШ РФ, МОПО, EMRS, COSIRES'98 (Япония), Edvanc (Индия) и др. Согласно анализа публикационной активности портала eLibrary индекс Хирша Старостенкова М.Д. на 01.07.2013 равен 15. Руководит подготовкой кадров высшей квалификации для ВУЗов и предприятий Западной Сибири.

Семидесятилетний юбилей Михаил Дмитриевич встречает в расцвете творческих сил. Редакционная коллегия журнала, коллектив кафедры физики СибГИУ, ученики и друзья сердечно поздравляют Михаила Дмитриевича с юбилеем и желают ему доброго здоровья, счастья и новых научных свершений.

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ПОМЕЩЕННЫХ В ЖУРНАЛЕ «ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ» ЗА 2013 ГОД

Автор. Название статьи	Номер журнала
------------------------	---------------

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Зоря В.Н., Волынкина Е.П., Протопопов Е.В. Оценка металлургической ценности конвертерного шлака	10
Петелин А.Л., Юсфин Ю.С., Орелкина Д.И., Вишнякова К.В. Прогнозирование опасности распространения газовых выбросов металлургических предприятий в воздушном пространстве (в приземных слоях атмосферы) за пределами промышленных центров	9
Хилько А.А., Симонян Л.М., Лысенко А.А., Асташкина О.В., Михалчан А.А. Морфологические особенности электросталеплавильной пыли	5

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Акимов Е.Н., Сенин А.В., Рошин В.Е. Расчет активностей компонентов системы $Al_2O_3 - CaO$	2
Амдур А.М., Лхамсуреи М., Благин Д.В., Павлов В.В. Поведение серы при металлизации железорудных концентратов углем	8
Бажуков Д.О., Тутарова В.Д., Сафонов Д.С. Математическое моделирование теплового состояния непрерывнолитой слэбовой заготовки с учетом конструктивных особенностей МНЛЗ	1
Базайкина О.Л., Бобров Б.Ю. Оценка термических напряжений, возникающих при горячей ковке кузнечного слитка	8
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических свойств жидких металлических сплавов в регулярном приближении	10
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	4
Глинская И.В., Подгородецкий Г.С., Теселкина А.Э., Горбунов В.Б. Аналитический контроль металлургического процесса переработки красного шлама	9
Гурьянов Г.Н., Ярёмченко В.Н. Изменение напряженного состояния проволоочной заготовки вдоль рабочего канала волоки	2
Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Александров А.А., Леонтьев Л.И., Подгородецкий Г.С., Губанов В.И. Повышение полезного использования марганца при производстве марганцевых ферросплавов	7
Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Подгородецкий Г.С., Баева Н.В. Производство марганцевых ферросплавов из марганцевых руд Усинского месторождения	9
Деткова Т.В., Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Исследование агломератов Череповецкого металлургического комбината ОАО «Северсталь» в интервале основных простоев 1,0 – 3,0	7
Долинский В.А., Никитин Л.Д., Коверзин А.М., Портнов Л.В., Бугаев С.Ф. Использование промывочных брикетов для улучшения работы горна доменной печи	2
Долинский В.А., Никитин Л.Д., Портнов Л.В., Бугаев С.Ф. Использование кускового каменного угля для частичной замены кокса при выплавке чугуна	6
Дружинин Г.М., Самойлович Ю.А., Попов Е.В. Расчетные исследования угара металла в нагревательных печах в случае незапланированных длительных простоев	5
Дружинин Г.М., Самойлович Ю.А., Попов Е.В. Способы снижения термической неоднородности массивных стальных слэбов при нагреве в методических нагревательных печах	7
Ерпалов М.В., Нухов Д.Ш., Богатов А.А. Теоретическое исследование изменения формы утяжины на заднем конце заготовки при прошивке	2
Исагулов А.З., Куликов В.Ю., Щербакоева Е.П., Ковалева Т.В., Исагулова Д.А. Влияние параметров импульсного процесса на качество формы и отливок	4

Автор. Название статьи	Номер журнала
------------------------	---------------

Кабаков З.К., Пахолкова М.А. Роль шлака при охлаждении металла в сталеразливочном ковше	4
Кадыков В.Н., Уманский А.А., Мартынов Ю.А. Исследование формоизменения поверхностных дефектов при прокатке в сортовых калибрах	6
Калугина О.Б., Кинзин Д.И., Моллер А.Б. Повышение энергоэффективности процесса сортовой прокатки путем оптимизации формы калибров	10
Кириллова Н.Л., Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Горбатюк С.М. Использование газотермического покрытия и обмазки для совершенствования работы воздушных фурм доменных печей	3
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	4
Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С	8
Корнеева А.А., Корнет М.Е. Непараметрическое моделирование конвертерной плавки	10
Коротков В.А. Исследование плазменной закалки конструкционной стали	2
Леушин И.О., Ульянов В.А., Леушин Л.И. Прогнозирование образования дефектов газового происхождения при изменении технологии литья по выплавляемым моделям	11
Леушин И.О., Чистяков Д.Г. Влияние структурообразования и фазового состава чугунных отливок стеклоформ на эксплуатационные свойства готовых изделий	5
Лончаков С.З., Муравьев В.И., Долотов Б.И., Бахматов П.В. Влияние интенсификации процесса перемешивания расплавленного металла в сварочной ванне на газонасыщение и свойства титановых конструкций	8
Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Лактионов С.А., Витушкин А.В. Анализ факторов, влияющих на силу дробления хрупких материалов	2
Ноздрин И.В., Руднева В.В. Структура и свойства композиционных покрытий никель – наноборид хрома	4
Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В. Исследование изменения химического состава бориды хрома при рафинировании, хранении и нагревании на воздухе	10
Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация дибориды хрома	12
Ноздрин И.В., Ширяева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В. Особенности процессов образования бориды и карбонитрида хрома в условиях плазменного потока азота	8
Онорин О.П., Спириин Н.А., Лавров В.В., Косаченко И.Е., Рыболов В.Ю. Оценка формы зоны вязкопластичных масс железорудных материалов в доменной печи методом математического моделирования	6
Перетягко В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка валков шаропрокатного стана	4
Перетягко В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка валков шаропрокатного стана. Сообщение 2	6
Попов В.Н., Черепанов А.Н., Дроздов В.О. Моделирование конвективного теплопереноса при лазерной обработке металла с использованием модифицирующих материалов	12
Проводова А.А., Якушев Н.Ф., Козырев Н.А. Определение термодинамической активности компонентов жидкой фазы системы $CaO - SiO_2 - CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 - CaO \cdot TiO_2 \cdot SiO_2$ в состоянии четырехфазного инвариантного равновесия	8
Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н., Чинюков В.Я., Фойгт Д.В., Ганзер Л.А. Модифицирование металла нанопорошковыми инокуляторами на сортовой МНЛЗ для повышения качества проката	6
Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н., Фойгт Д.В., Ганзер Л.А., Айзатулов Р.С. Модифицирование металла на	

нопоршковыми материалами для повышения качества слывовой непрерывнолитой заготовки	12
Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А., Князев Г.А., Бао Ляо Джоу, Ри В.Э. Кристаллизация, структурообразование и свойства низкремнистого серого чугуна под воздействием наносекундных электромагнитных импульсов на расплав	8
Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А., Князев Г.А., Ри В.Э. Изменение эвтектичности серого чугуна при воздействии облучения расплава наносекундными электромагнитными импульсами	10
Селиванов В.Н., Дюльдина Э.В., Лозовский Е.П., Коротин А.В. Исследование шлакообразования в промежуточном ковше МНЛЗ	5
Селянин И.Ф., Деев В.Б., Приходько О.Г., Куценко А.А., Дегтярь В.А. Физико-механическая интерпретация отдельных членов уравнения Навье-Стокса, применяемого для решения металлургических и литейных задач	10
Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А., Николаев А.С. Расчетный способ определения расхода воздуха в ваграночном процессе по количеству сгоревшего топлива	8
Смагина А.В., Коровушкин В.В., Подгородецкий Г.С., Бижанов А.М., Нуштаев Д.В. Исследование механизма разрушения окатышей под действием внешних нагрузок	7
Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В. Исследование условий всплытия немагнитных включений при продувке аргоном жидкой ванны промежуточного ковша МНЛЗ. Сообщение 1	11
Стулов В.В., Богданова Н.А. Физическое моделирование охлаждения полой стальной отливки в кокиле	6
Ткачев А.С., Кожухов А.А., Меркер Э.Э. Оценка эффективности тепловой работы водоохлаждаемых элементов дуговой сталеплавильной печи при работе на электродах различной конструкции	1
Ткачев А.С., Кожухов А.А., Меркер Э.Э., Рябинин И.В. Исследование энергетических режимов работы современных дуговых сталеплавильных печей при использовании различных типов электродов	1
Токовой О.К., Шабуров Д.В. Исследование дефекта «корж» в непрерывнолитой нержавеющей аустенитной стали X18N10T. Сообщение 1	7
Токовой О.К., Шабуров Д.В. К вопросу о механизме образования дефекта «корж» в непрерывнолитой аустенитной нержавеющей стали и мерах по его уменьшению. Сообщение 2	9
Токовой О.К., Шабуров Д.В. Разработка шлаковой системы для ассимиляции нитридов титана при разливке нержавеющей аустенитной стали. Сообщение 3	11
Тольмбеков М.Ж., Исагулов А.З., Кажикенова С.Ш., Шаихова Г.С., Исагулова Д.А. Воздушно-импульсный метод изготовления форм и отливок	6
Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Михайлов В.Б. Эффективная технология производства жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929 с использованием высокотемпературной обработки расплава	9
Харитонов В.А., Таранин И.В. Анализ напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при прокатке катанки в различных системах калибров на основе моделирования методом конечных элементов	2
Харлашин П.С., Харин А.К., Куземко Р.Д., Калимуллин Р.Ф., Протопопов Е.В. Влияние нагрева азота на межфазное взаимодействие при течении газозвеси в торкрет-фурме	12
Чикова О.А., Цепелев В.С., Константинов А.Н., Вьюхин В.В. Влияние добавок меди на вязкость и микрорасслоение расплава железа	5
Фастыковский А.Р. Продольная устойчивость полосы при работе системы прокатная клеть – неприводной инструмент	4
Шевченко А.Ф., Маначин И.А. Взаимосвязь межфазной реакционной поверхности с параметрами вдуваемых потоков при ковшевом рафинировании чугуна	6
Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Толстой А.П., Шевченко С.А. Закономерности инъекционной обработки чугуна вдуванием магния через многосопловую фурму	7
Шильников Е.В., Алпатов А.В., Падерин С.Н. Термодинамический анализ поведения кислорода при выпечной обработке высоколегированной стали 08X18N10T	11
Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Бойков Д.В., Фейлер С.В., Захарова Т.П. Влияние окисленности расплава на качество рельсовой электростали	2
Юрьев Б.П. Изучение теплофизических свойств Соколовско-Сарбайских окатышей	7
Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Изучение теплофизических свойств карбонатной сидеритовой руды и агломератов на ее основе	11
Якубайлик Э.К., Клиин В.И., Чижик М.В., Ганженко И.М., Клиин С.В. Изучение процессов намагничивания и размагничивания сильномагнитных руд методом цифровой фотографии	2

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Бейгельзимер Э.Е., Бейгельзимер Я.Е. Методика расчета действительных размеров пятна орошения спрейерной струи на горизонтальной листовой поверхности	2
Быстров В.А. Условия эксплуатации и высокотемпературного износа засыпного устройства доменной печи	10
Быстров В.А. Основы расчета высокотемпературного абразивного износа роторной дробилки агломерата	12
Вохмяков А.М., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Камерная печь с разделяющимся рабочим пространством	9
Гурьянов Г.Н., Железков О.С. Оценка влияния контактного трения на прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки при волочении стальной проволоки	1
Гурьянов Г.Н., Железков О.С. Неоднородность деформации материальных волокон в рабочем конусе волоки	3
Дворников Л.Т., Тутынин А.В. К исследованию и совершенствованию роликового кантователя прокатного стана	12
Кабаков З.К., Мазина И.Ю., Окунева Т.А. Тестирование численного решения задачи затвердевания плоской заготовки на горизонтальной установке непрерывной разливки металла	2
Калигтаев А.Н., Татурова В.Д., Шаповалов А.Н., Бажуков Д.О. Проблемы формирования качественной непрерывнолитой круглой заготовки на МНЛЗ	5
Колмогоров Г.Л., Чернова Т.В., Аверьянова Е.М., Сингирева М.В. Оптимальная геометрия технологического волочильного инструмента	7
Коптелов Р.П., Маликов Г.К., Лисиенко В.Г. Оценка параметров интегрирования для вычисления угловых коэффициентов излучения для поверхностных зон	1
Кохан Л.С., Алдуин А.В., Ремпель Г.Б. Вальцовка профилей с ромбическим сечением	1
Кравченко В.М., Сидоров В.А., Буцукин В.В. Использование информации о техническом состоянии механического оборудования при проведении ремонтов	1
Лезинская Е.Я., Ковалева Л.Г., Перчаник В.В., Пинчук С.И., Балакин В.Ф., Тишкевич Д.Г. Влияние степени сдвиговой деформации при кручении на структуру стали	7
Максимов А.Б. Распространение трещин в трубах из неоднородного материала	7
Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Чернышов Е.А. Влияние термической обработки стали 03N18K9M5T-ЭЛ на параметры микропластической и циклической деформации	11
Никитин А.Г., Елифанцев Ю.А., Баженов И.А., Витушкин А.В. Расчет производительности дробилки с поступательным движением щеки	10
Никитин А.Г., Лактионов С.А., Кузнецов М.А. Положение плоскости максимальных касательных напряжений при разрушении хрупкого куска в одновалковой дробилке	7
Орлов Г.А. Инженерная оценка обрабатываемости металлов давлением	3
Петелина А.А., Юханов В.А. Диффузионно-контролируемые процессы при термическом старении конструкционной стали 15X2HMФА	11
Реков А.М. Функции распределения пластических деформаций при осадке цилиндрического образца	9
Савельев А.Н., Кипервассер М.В., Анисанов Д.С., Реморов В.Е. К вопросу об использовании метода контроля состояния машин технологических агрегатов по энергетическим параметрам привода	12

Савонькин М.Б., Тюрин В.А. Структура очага деформации при осадке заготовок бойками с осевым отверстием	5	электровзрывному легированию, при последующей электронно-пучковой обработке	8
Самусев С.В., Люскин А.В., Романцов А.И., Жигунов К.Л., Фортунатов А.Н. Разработка методики расчета параметров инструмента для унификации групп сварных труб на участке кромкогибочных прессов	3	Окороков Б.Н. Применение расширенного принципа Ле-Шателье–Брауна к процессу окисления углерода в конвертерной ванне. Часть I. Стохастическая структура гармонического ряда колебаний переменной составляющей окисления углерода и причины ее возникновения	1
Сборщиков Г.С., Вельтишев Н.Ф., Володин А.М., Крупеников С.А. Модель свободной конвекции в ванне аппарата с барботажным слоем при ее продувке газом через фурмы, расположенные сбоку	11	Окороков Б.Н. Применение расширенного принципа Ле-Шателье–Брауна к процессу окисления углерода в конвертерной ванне. Часть II	3
Серебряков Ал.В., Слесарев А.И., Серебряков Ан.В. Адгезионное разрушение поверхностного слоя металла в контакте трения инструмент – металл	3	Ольшанецкий В.Е., Кононенко Ю.И. О кинетике роста перлитных колоний при распаде аустенита без и с дисперсными включениями первичных фаз	9
Спитченко Д.И., Вохмяков А.М., Киселев Е.В., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Техническое перевооружение вертикальной камерной печи для термической обработки крупных поковок	9	Панов Д.О., Балахнин А.Н., Перцев А.С., Смирнов А.И., Симонов М.Ю. Диспергирование закаленной низкоуглеродистой стали при холодной пластической деформации и последующей интенсивной термической обработке	9
Трофимов В.Н., Штуца М.Г., Анищук Д.С., Есенева А.В., Кузнецова Т.В. Профилирование канала биконических волок	7	Петелин А.Л., Плохих А.И. Модель диффузии по границам слоев в многослойных материалах	11
Тюрин В.А., Батяев Д.В. Оценка адекватности моделирования процесса производства колец	3	Рошин В.Е., Рошин А.В. Физические основы селективного восстановления металлов в кристаллической решетке комплексных оксидов	5
Тюрин В.А., Ларионов И.В., Батяев Д.В. Графо-аналитический инструмент для расчета технологических параметров процесса осадки заготовок	7	Скуднов В.А. Закономерности поведения энергоемкости металлов и новые энергетические критерии разрушения	1

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Баженов В.Е., Пикунов М.В. Особенности кристаллизации двойной эвктики в трехкомпонентной системе	1	Скуднов В.А., Редькина Н.В. Закономерности измельчения зерна при первичной термоциклической обработке (закалке) для сплавов аустенитного класса	7
Беляничков Л.Н. Расчетная оценка термодинамики металлургических процессов в расплавах на основе марганца	11	Сувень Чен, Гуо Танг, Шеньхуа Сонг, Гуолин Сонг, Громов В.Е. Влияние электронно-импульсной обработки на механические свойства полосовой стали Q235	6
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Термодинамические свойства бинарных металлических систем, содержащих интерметаллидные соединения	5	Тен Э.Б., Рожкова Е.В., Конохова А.И. Термодинамические предпосылки легирующего эффекта при модифицировании низкохромистого чугуна	11
Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Завалишин А.Н. Влияние промышленного отпуска на химический состав фаз в белом комплексно легированном чугуне	5	Тойманкулов Т.Б., Акбердин А.А., Торговец А.К. Математическое описание диаграммы фазового состава системы Fe–Mn–W	5
Гришин А.М., Симонов В.К., Щеглова И.С. О несоответствии кинетических закономерностей термодинамическим предпосылкам реакций газификации углерода H ₂ O и CO ₂	7	Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Легчило В.В. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМ	11
Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Воробьев С.В. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой	2	Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Белоносов А.В. Влияние дефектов на вязкость жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ	9
Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Волков К.В., Коновалов С.В. Эволюция фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсовой стали при усталости	11	Чукин М.В., Корчунов А.Г., Полякова М.А., Лысенин А.В., Гулин А.Е. Разработка критериальной оценки эффективности процессов интенсивной пластической деформации конструкционных углеродистых сталей	2
Зайцев А.К., Макеев С.А., Валавин В.С., Похвиснев Ю.В. Диссоциация гематита при растворении в шлаке	7	Хаимзон Б.Б., Сарычев В.Д., Соскова Н.А., Громов В.Е. Моделирование распределения температуры при воздействии импульсных потоков энергии с учетом испарения	2
Ионина А.В., Иванов Ю.Ф., Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. Структура и профиль микротвердости поверхностных слоев среднеуглеродистой стали и технически чистого титана после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки	2	Шарыбин С.И., Ключев А.В., Столбов В.Ю. Идентификация параметров сложной зерновой структуры металлов и сплавов	3
Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Щетинин И.В., Эрман Г., Поляк Е.И. Исследование формирования неравномерности структуры и свойств в горячекатаной рулонной высокопрочной низкоуглеродистой стали	9	Шляхова Г.В., Бараникова С.А., Зуев Л.Б., Косинов Д.А. Локализация пластической деформации в монокристаллах легированного γ -железа при электролитическом насыщении водородом	8
Конашков В.В., Цепелев В.С., Чикова О.А., Белоносов А.В. О влиянии способа получения на вязкость жидкой стали 100Г13Х2Л	11	ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	
Коротков В.А. Исследование износостойкости твердых наплавочных материалов в производственных условиях	1	Ансимов А.А., Меркер Э.Э., Харламов Д.А. Разработка компьютерной системы управления режимом сжигания топлива во вращающихся обжиговых печах	3
Лаптев А.И., Степарева Н.Н., Полущин Н.И., Сорокин М.Н. Изучение химического взаимодействия в процессе изготовления алмазного камнерезного инструмента	3	Важнецова Н.В., Зеркаль С.М. Математическое моделирование в задачах промышленной томографической диагностики в условиях неполноты проекционных данных	10
Малинина Р.И., Шубаков В.С., Жукова Э.Х., Жуков Д.Г. Термическая обработка и свойства пластически деформируемого высокоэвритивного сплава Х30К15В2МТ	5	Зимин В.В., Кулаков С.М., Пургина М.В. О системе сбалансированного и согласованного стимулирования для управления ИТ-проектами	4
Молотков С.Г., Башенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е. Моделирование нагрева поверхности металла при электровзрывном легировании с учетом формы теплового импульса	6	Зимин В.В., Кулаков С.М., Пургина М.В., Койнов Р.С. Формализация задач классификации, распознавания и противодействия происшествиям на стадии эксплуатации ИТ-сервисов	12
Молотков С.Г., Башенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е. Моделирование нагрева поверхности металла, подвергнутого		Девятченко Л.Д., Маяченко Е.П. Моделирование работы изгибно-растяжной машины при разрушении окалины с поверхности горячекатаных полос	2

Лавров В.В., Спириин Н.А., Бурькин А.А., Онопин 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	4
Логунова О.С., Филиппов Е.Г., Павлов И.В., Павлов В.В. Стратегия постановки задачи многокритериальной оптимизации состава шихтовых материалов для электродуговой сталеплавильной печи	1
Радионова Л.В. Математическое моделирование знакопеременной деформации изгибом в многороликовом устройстве	9
Романенко В.П., Золотарёв А.А. Моделирование технологического процесса формовки заготовок для железнодорожного колеса методом конечных элементов	5
Романенко В.П., Золотарев А.А., Сизов Д.В. Моделирование процесса винтовой прошивки сплошных заготовок большого диаметра в двухвалковом стане методом конечных элементов	3
Фомин С.Я. Разработка диалоговой гибкой автоматизированной системы оперативного управления сложным многооперационным производством	3
Фомин С.Я. Разработка диалоговой гибкой автоматизированной системы оперативного управления сложным многооперационным производством. Сообщение 2	5

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	4
Запольская Е.М., Темлянец М.В., Костюченко К.Е., Матвеев М.В. Исследование эффективности использования кислорода при отоплении стенов высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей	6

ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ

Михайлов Г.Г. Рецензия на учебник Рощина В.Е., Рощина А.В. «Электрометаллургия и металлургия стали»	11
------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Аунг К.К., Ивлев С.А. Кинетика растворения азота и кислорода в легированных расплавах на основе железа в отсутствие конвекции жидкой фазы	3
Башенко Л.П., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Модификация структуры поверхностных слоев титана VT1-0 при электровзрывном карбоборировании и электронно-пучковой обработке	3
Захаров Н.И., Троянский А.А. О компьютерном моделировании массопереноса водорода в жидкой ванне при воздействии на металл электростатического поля	7
Малышева Т.Я., Сухарева А.А., Макеев Д.Б. Фазовые превращения красных шламов при термообработке в окислительной атмосфере	3
Мышляев Л.П., Евтушенко В.Ф., Ивушкин К.А., Макаров Г.В. О подобии натурной и модельной систем при управлении с физической прогнозирующей моделью	12
Непрыхин С.О., Шилов В.А., Шварц Д.Л. Влияние геометрических параметров на приращение фланцев при прокатке двутавровых профилей в универсальном балочном калибре	9
Никитин А.Г., Баженов И.А., Витушкин А.В. Влияние угла захвата на производительность дробилок с плоскопараллельным движением щеки	4
Орлов Г.А., Смельчаков И.В. Комплексная оценка технологичности холодной прокатки труб	7
Орлов Г.А., Орлова Е.В. Согласование профилей оправки и калибра при холодной прокатке труб	11
Паршукова Н.Ю. Использование добавок для улучшения свойств керамических форм в литье по выплавляемым моделям	2
Пиллюгин Е.И., Семакова В.Б. Возможности применения в агломерационной шихте добавок калиброванного возврата	10

Плотникова А.В. Ресурсосберегающая технология переработки труднообогатимых руд на основе магнитно-импульсного воздействия	9
Редькина Н.В., Харитонов С.В., Скуднов В.А. Влияние охлаждающей среды при термоциклической закалке сплава 44НХТЮ на микронапряжения	5
Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А., Князев Г.А., Ри В.Э. Повышение физико-механических и эксплуатационных свойств серого чугуна методом облучения расплава наносекундными электромагнитными импульсами	12
Томская Е.С. Перспективы использования электрофизических методов обработки при обогащении железных руд	11
Феокистов А.В. Геометрические параметры вагранки и высоты столба шихты при замене кокса на антрацит и тощие угли	12
Харитонов В.А., Ямтеева Э.Р. Расчет параметров преформации на основе моделирования в программном комплексе DEFORM 3D	10
Черменёв Е.А., Меркер Э.Э., Харламов Д.А. Моделирование передачи тепла, нагрева и плавления окатышей в ванне дуговой печи	5

Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

Багмутов В.П., Калита В.И., Захарова Е.Б., Комлев Д.И., Иванов А.Ю., Захаров И.Н., Косоголов А.В. Исследование ультра- и нанодисперсных структур в плазменных покрытиях, упрочненных электрохимической обработкой	6
Боткин А.В., Валиев Р.З., Кубликова А.А., Дубинина С.В. Исследование пластичности металла при сдвиге на основе результатов испытаний образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием)	6
Громов В.Е., Воробьев С.В., Полуносик Е.А. Нано: материалы и технологии	4
Зыкова А.П., Курзина И.А., Лычагин Д.В., Никулина А.А., Новомейский М.Ю. Влияние модифицирующей смеси на основе ультра- и нанодисперсных порошков оксидов металлов на физико-химические характеристики чугуна марки ИЧХ28Н2	8
Иванов А.М., Петров П.П., Платонов А.А., Лукин Е.С., Петрова Н.Д. Дефектная структура и ударная вязкость низкоуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию и электропластической прокатке	8
Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Козлов Э.В., Громов В.Е., Будовских Е.А. МАХ-фазы в сплавах на основе титана и алюминия	6
Иванов Ю.Ф., Денисова Ю.А., Толкачев О.С., Тересов А.Д., Петрикова Е.А. Наноструктурирование покрытия $ZrO_2 + (6-8)\% Y_2O_3$, сформированного методом EB-PVD	8
Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Райков С.В., Горюшкин В.Ф., Будовских Е.А. Структура, фазовый состав и свойства поверхностного слоя технически чистого титана VT1-0, подвергнутого электровзрывному легированию и последующей обработке импульсным высокоинтенсивным электронным пучком	12
Казьмина О.В., Семухин Б.С., Иванов Ю.Ф., Казьмин В.П. Особенности образования наноструктуры пеностеклокристаллических материалов	12
Меденцов В.Э., Столяров В.В. Упрочнение сплава ВТ6 методом электропластической прокатки	10
Муравьев В.В., Муравьева О.В., Кокорина Е.Н. Акустическая структуроскопия и дефектоскопия прутков из стали 60С2А при производстве пружин с наноразмерной структурой	4
Овчаренко В.Е., Моховиков А.А., Игнатьев А.С. Наноструктурирование поверхностного слоя и его влияние на стойкость металлокерамического сплава при резании металла	6
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	4
Панин С.В., Полтаранин М.А., Иванов Ю.Ф., Почивалов Ю.И., Овечкин Б.Б., Панин В.Е. Изнашивание стали 110Г13Л с наноструктурированным ультразвуковой обработкой поверхностным слоем. Сообщение 2. Структурные исследования	8

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 4	Угурчиев У.Х., Столяров В.В. Деформационное поведение наноструктурного сплава TiNi при растяжении с током 8
Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Дяденков В.В., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д. Молекулярно-динамическое исследование структуры тройных стыков границ наклона и границ смешанного типа в никеле 4	Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А. Влияние импульсного электрического тока на ход зависимостей механическое напряжение – деформация в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах 12
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 4	Фролов А.В. Оптимизация механических свойств сталей и сплавов наноструктурированием их дефектной структуры на границе фазовых превращений с использованием метода акустической эмиссии 10
Потекаев А.И., Кулагина В.В., Старостенков М.Д., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Морозов М.М. Слабоустойчивые предпереходные состояния, фазовые переходы порядок – беспорядок и структурные перестройки в сплаве Cu ₂ Au 6	Хохлов В.А., Потекаев А.И., Галсанов С.В. Формирование наноструктур в поверхностных слоях никелида титана при статическом сжатии контакта и трении 4
Семенов А.Л., Гаврилюк А.А., Гафаров А.Р., Голыгин Е.А., Моховиков А.Ю., Морозова Н.В. Влияние термомагнитной обработки на температурную стабильность динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент 12	Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Фортуна С.В., Толмачев А.И., Финк Т.А. Микроструктура и механические свойства циркония, легированного ниобием, после интенсивной пластической деформации 8
Семиров А.В., Кудрявцев В.О., Моисеев А.А., Букреев Д.А., Ковалева Н.П., Васюхно Н.В. Высокочастотные электрические свойства аморфного магнитомягкого провода на основе кобальта, прошедшего отжиг постоянным электрическим током 12	Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Исследование наноструктурных элементов кабеля технических сверхпроводников Nb – Ti 10
Семухин Б.С., Данилов В.И., Плосков Н.А., Шляхова Г.В. Локализация пластической деформации и эволюция блочной структуры в субмикроструктурном титане 10	Suwen Chen, Guoyi Tang, Shenhua Song, Guolin Song, Gromov V.E. Effect of electropulsing treatment on the mechanical properties of Q235 steel strip 6
Сурикова Н.С., Корзникова Е.А. Механизмы структурной фрагментации в монокристаллах TiNi(Fe, Mo) при интенсивной пластической деформации 10	К 70-летию со дня рождения М.Д. Старостенкова 12
	К 75-летию Бориса Михайловича Бойченко 8
	К 75-летию Владимира Петровича Полухина 11
	К 75-летию Рафика Сабировича Айзатулова 6

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Попов В.Н., Черепанов А.Н., Дроздов В.О. Моделирование конвективного тепломассопереноса при лазерной обработке металла с использованием модифицирующих материалов	3
Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н., Фойгт Д.В., Ганзер Л.А., Айзатулов Р.С. Модифицирование металла нанопорошковыми материалами для повышения качества слэбовой непрерывнолитой заготовки	8
Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация диборида хрома	12
Харлашин П.С., Харин А.К., Куземко Р.Д., Калимуллин Р.Ф., Протопопов Е.В. Влияние нагрева азота на межфазное взаимодействие при течении газозвеси в торкрет-фурме	17

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Быстров В.А. Основы расчета высокотемпературного абразивного износа роторной дробилки агломерата	23
Дворников Л.Т., Тутьнин А.В. К исследованию и совершенствованию роликового кантователя прокатного стана	28
Савельев А.Н., Кипервассер М.В., Анканов Д.С., Реморов В.Е. К вопросу об использовании метода контроля состояния машин технологических агрегатов по энергетическим параметрам привода	31

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Зимин В.В., Кулаков С.М., Пургина М.В., Койнов Р.С. Формализация задач классификации, распознавания и противодействия происшествиям на стадии эксплуатации ИТ-сервисов	34
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А., Князев Г.А., Ри В.Э. Повышенные физико-механические и эксплуатационные свойства серого чугуна методом облучения расплава наносекундными электромагнитными импульсами	39
Мышляев Л.П., Евтушенко В.Ф., Ивушкин К.А., Макаров Г.В. О подобии натурной и модельной систем при управлении с физической прогнозирующей моделью	41

Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» (продолжение, начало в №№ 4, 6, 8, 10 – 2013 г.)

Казьмина О.В., Семухин Б.С., Иванов Ю.Ф., Казьмин В.П. Особенности образования наноструктуры пеностеклокристаллических материалов	43
Семиров А.В., Кудрявцев В.О., Моисеев А.А., Букреев Д.А., Ковалева Н.П., Васюхно Н.В. Высокочастотные электрические свойства аморфного магнитомягкого провода на основе кобальта, прошедшего отжиг постоянным электрическим током ...	46
Семенов А.Л., Гаврилюк А.А., Гафаров А.Р., Гольгин Е.А., Моховиков А.Ю., Морозова Н.В. Влияние термомагнитной обработки на температурную стабильность динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент	51
Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Райков С.В., Горюшкин В.Ф., Будовских Е.А. Структура, фазовый состав и свойства поверхностного слоя технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному легированию и последующей обработке импульсным высокоинтенсивным электронным пучком	57
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А. Влияние импульсного электрического тока на ход зависимостей механическое напряжение – деформация в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах	62
К 70-летию со дня рождения М.Д. Старостенкова	65
Указатель статей за 2013 г.	66

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Popov V.N., Cherepanov A.N., Drosdov V.O. The modeling of convective heat and mass transfer in laser metal processing with the use of modifier materials	3
Protopopov E.V., Seleznev Yu.A., Cherepanov A.N., Foigt D.V., Aizatlyov R.S., Ganzer L.A. Metal modification with nanopowder materials for the quality of slab continuous casting improvement	8
Nozdrin I.V., Rudneva V.V., Galevsky G.V. Plasma synthesis and physical-chemical certification of chromium boride	12
Kharlashin P.S., Kharin A.K., Kuzemko R.D., Kalimullin R.F., Protopopov E.V. Effect of nitrogen heating on the interfacial interaction by the flow of gas suspension in gunning-lance	17

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Bystrov V.A. Basis of design of a high-temperature abrasive wear of a rotary crusher of agglomerate	23
Dvornikov L.T., Tutynin A.V. The study and the improvement of a roller-type turnover device of a rolling mill	28
Saveliev A.N., Kipervasser M.V., Anikanov D.S., Remorov V.E. On the use of the method of monitoring the condition of machinery technological units by the energy parameters of the drive	31

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Zimin V.V., Kulakov S.M., Purgina M.V. Classification task formalization, recognition and counteraction of incidents on IT-services operation stage	34
------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----

BRIEF COMMUNICATIONS

Ri Hosen, Ri E.H., Ermakov M.A., Knyazev G.A., Ri V.E. Improvement of mechanical and operating properties of gray cast iron when irradiating its melt by nanosecond electromagnetic impulses	39
Myshlyayev L.P., Yevtushenko V.F., Ivushkin K.A., Makarov G.V. On the similarity of full-scale and model systems when controlling with the prognostic physical model	41

Topical collection of articles «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE» (continuation, beginning in the journal №№ 4, 6, 8, 10 – 2013)

Kazmina O.V., Semukhin B.S., Ivanov Yu.F., Kazmin V.P. The peculiarities of the formation of nanostructures glass foam crystalline materials	43
Semirov A.V., Kudryavtcev V.O., Moiseev A.A., Bukreev D.A., Kovaleva N.P., Vasyukhno N.V. High-frequency electrical properties of an amorphous soft magnetic wire on the basis of cobalt, held nanocrystallization annealing	46
Semenov A.L., Gavrilyuk A.A., Gafarov A.R., Golygin E.A., Mokhovikov A.Yu., Morozova N.V. The influence of the magnetic treatment on temperature stability of dynamic magnetic properties of amorphous metal ribbons	51
Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Petrikova E.A., Raykov S.V., Budovskih E.A., Goryushkin V.F. Structure, phase composition and properties of surface layer of commercially pure titanium VT1-0 surface layer, subjected to electroexplosive alloying and subsequent treatment by high-intensity pulsed electron beam	57
Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Sidorov S.A. The effect of pulsed electric current on the dependence mechanical stress – deformation in amorphous and nanocrystalline metallic alloys	62
To the 70th anniversary of M.D. Starostenkov	65
Index of articles for 2013	66

Подписано в печать 16.12.2013. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ.

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