

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

10

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2012

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

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛООБМЕНА И ОЦЕНКА ТЕПЛОВЫХ ПОТЕРЬ В ВИХРЕВОЙ ТОПКЕ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ЭНЕРГОГЕНЕРИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА*

Вихревая топка геометрически представляет собой снаружи прямоугольный параллелепипед, внутри которого находится цилиндрическая полость, в которой происходит сжигание водоугольного топлива (ВУТ). Для оценки тепловых потоков и потерь со стороны вихревой топki предлагается рассчитать их для топок, в одной из которых внутренняя полость представляет собой прямоугольный параллелепипед, вписанный в цилиндрическую полость, а в другой – прямоугольный параллелепипед, описанный вокруг цилиндрической полости. В качестве оценки для тепловых потерь и потоков со стороны вихревой топki с цилиндрической полостью предлагается взять среднеарифметическое значение этих величин со стороны топок с внутренними полостями в виде прямоугольных параллелепипедов, для которых расчет интересующих теплофизических характеристик проводить в декартовых координатах в трехмерном приближении.

Динамика изменения температурных полей в стенках вихревой топki с внутренней полостью в виде прямоугольного параллелепипеда в декартовых координатах x, y, z описывается с помощью уравнения теплопроводности

$$c\rho \frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial t}{\partial z} \right), \quad (1)$$

с граничными условиями III рода

$$\lambda \frac{\partial t}{\partial n} = \alpha_k (t_k - t); \quad (2)$$

где c – удельная теплоемкость; ρ – плотность; λ – коэффициент теплопроводности материалов стенки вихревой топki; τ – время; n – нормаль к соответствующему k -му участку границы вихревой топki как внутри ее, так и снаружи; t и t_k – температура стенки на участке границы и среды со стороны k -го участка границы, °C;

α_k – коэффициент теплоотдачи со стороны соответствующего k -го участка стенки вихревой камеры, Вт/(м²·°C).

Геометрически вихревая топка рассматривается в трехмерном приближении. На рис. 1 показана четверть всей топki, которая выбирается как расчетная область в силу геометрической симметрии задачи.

Рассматривается случай, когда стенка вихревой топki состоит из двух материалов со своими теплофизическими характеристиками: $c_1 = 0,94$ кДж/(кг·°C), $\rho_1 = 1875$ кг/м³, $\lambda_1 = 1,28$ Вт/(м·°C) для шамотного кирпича ШБ-5 со стороны внутреннего объема вихревой топki и $c_2 = 0,84$ кДж/(кг·°C), $\rho_2 = 46$ кг/м³, $\lambda_2 = 0,036$ Вт/(м·°C) для изовера (теплоизоляционного материала) со стороны внешней среды.

Рассмотрим конечно-разностную аппроксимацию операторов в уравнении (1) по координатам x, y, z .

Стенка вихревой топki заменяется на трехмерную сеточную область с равномерными шагами дискретизации $\Delta x, \Delta y, \Delta z$ по соответствующим координатным осям. Температура t внутри и на границе стенки вихревой топki заменяется на дискретные значения t_{ijk} в узлах трехмерной сеточной области. На рис. 1 показаны

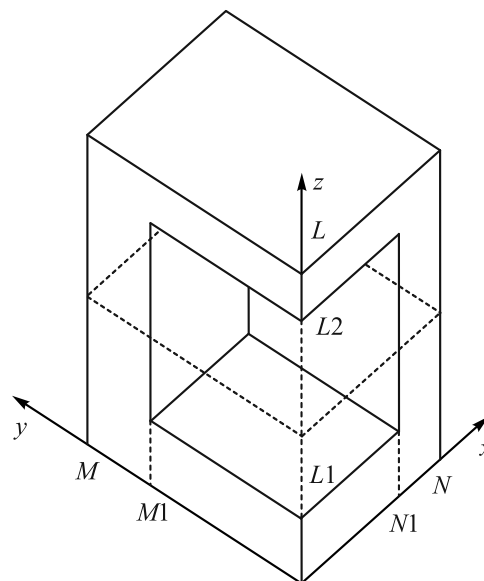


Рис. 1. Расчетная область для решения уравнения теплопроводности

* Работа выполнена в соответствии с реализацией Минобрнаукой России комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства «Разработка технологии и создание пилотного образца автоматизированного энергогенерирующего комплекса, работающего на отходах углеобогащения», шифр 2010-218-02-174.

номера узлов по соответствующей координатной оси на границах расчетной области.

Аппроксимация осуществляется с помощью 7-точечного трехмерного шаблона, представленного на рис. 2, где показана нумерация узлов трехмерного шаблона соответственно по координатам x, y, z .

Как показано на рис. 3 к узлу сеточной области с номером ijk примыкают восемь элементарных объемов величиной $\Delta V = \Delta x \Delta y \Delta z$, в центре которых находятся восемь вспомогательных узлов сеточной области с дробными значениями индексов $i \pm 1/2, j \pm 1/2, k \pm 1/2$.

Дифференциальное уравнение (1) аппроксимируется с помощью системы конечно-разностных уравнений относительно значений температуры стенки вихревой топки в узлах с целыми значениями индексов ijk . Значения же теплофизических параметров c, ρ, λ материалов стенки, в том числе и разных, задаются в узлах с дробными значениями индексов $i \pm 1/2, j \pm 1/2, k \pm 1/2$, т.е. внутри каждого элементарного объема, полученного при разбиении исходной области по координатам x, y, z .

Конечно-разностная аппроксимация выражения (1) с помощью конечно-разностной явной схемы имеет следующий вид:

$$c_{ijk} \rho_{ijk} \frac{\tilde{t}_{ijk} - t_{ijk}}{\Delta \tau} = \frac{1}{\Delta x} \left(\lambda_{i+\frac{1}{2},j,k} \frac{(t_{i+1,j,k} - t_{ijk})}{\Delta x} - \lambda_{i-\frac{1}{2},j,k} \frac{(t_{ijk} - t_{i-1,j,k})}{\Delta x} \right) + \frac{1}{\Delta y} \left(\lambda_{i,j+\frac{1}{2},k} \frac{(t_{i,j+1,k} - t_{ijk})}{\Delta y} - \lambda_{i,j-\frac{1}{2},k} \frac{(t_{ijk} - t_{i,j-1,k})}{\Delta y} \right) + \frac{1}{\Delta z} \left(\lambda_{i,j,k+\frac{1}{2}} \frac{(t_{i,j,k+1} - t_{ijk})}{\Delta z} - \lambda_{i,j,k-\frac{1}{2}} \frac{(t_{ijk} - t_{i,j,k-1})}{\Delta z} \right), \quad (3)$$

где $\tilde{t}_{ijk}$ – значение температуры в узлах сетки на следующем шаге по времени.

Таким образом, возникает необходимость оценки значений теплофизических параметров ρ_{ijk} и c_{ijk} в основ-

ных узлах сеточной области и оценки значений $\lambda_{i\pm\frac{1}{2},j,k}$, $\lambda_{i,j\pm\frac{1}{2},k}$, $\lambda_{i,j,k\pm\frac{1}{2}}$ с помощью значений $\rho_{i\pm\frac{1}{2},j\pm\frac{1}{2},k\pm\frac{1}{2}}$, $c_{i\pm\frac{1}{2},j\pm\frac{1}{2},k\pm\frac{1}{2}}$ и $\lambda_{i\pm\frac{1}{2},j\pm\frac{1}{2},k\pm\frac{1}{2}}$, заданных во вспомогательных узлах этой области с дробными значениями индексов.

Оценка величины ρ_{ijk} с помощью плотностей примыкающих восьми элементарных объемов реализуется как их среднее значение с помощью соотношения

$$\rho_{ijk} = \frac{\sum_{\alpha=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\beta=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\gamma=\pm\frac{1}{2}} \rho_{i+\alpha,j+\beta,k+\gamma}}{8} \quad (4)$$

исходя из приближения, что эти восемь элементарных объемов, даже будучи представителями материалов с различными плотностями, вместе образуют однородный материал с соответствующей плотностью.

Оценка величины c_{ijk} с помощью значений удельных теплоемкостей и плотностей примыкающих восьми элементарных объемов реализуется с помощью соотношения

$$c_{ijk} = \frac{\sum_{\alpha=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\beta=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\gamma=\pm\frac{1}{2}} \rho_{i+\alpha,j+\beta,k+\gamma} c_{i+\alpha,j+\beta,k+\gamma}}{\sum_{\alpha=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\beta=\pm\frac{1}{2}} \sum_{\gamma=\pm\frac{1}{2}} \rho_{i+\alpha,j+\beta,k+\gamma}} \quad (5)$$

исходя из приближения, что эти восемь элементарных объемов, даже будучи представителями материалов с различными удельными теплоемкостями и плотностями, а также получив индивидуально определенное количество тепла, вместе образуют однородный материал

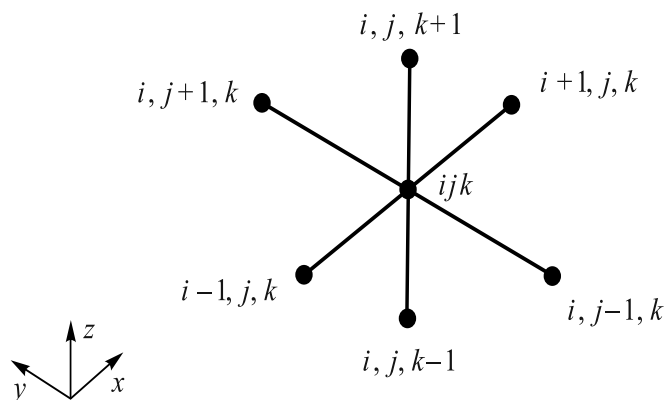


Рис. 2. Конечно-разностный шаблон для построения конечно-разностной схемы

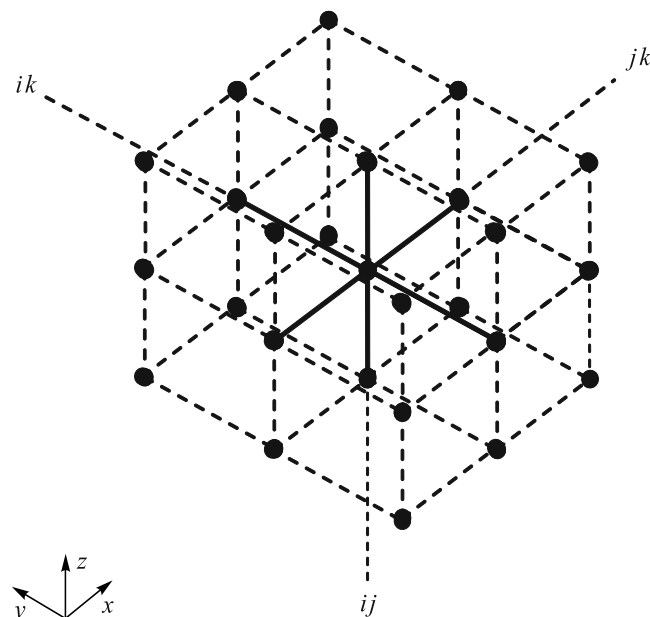


Рис. 3. Элементарные объемы, примыкающие к узлу сеточной области с номером ijk

с соответствующей удельной теплоемкостью, который получил количество тепла, равное сумме полученного всеми элементарными объемами тепла.

Оценка значений λ в требуемых узлах осуществляется с помощью коэффициента теплопроводности элементарных объемов следующим образом:

$$\begin{aligned}\lambda_{i+\frac{1}{2},j,k} &= \frac{\lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}}}{4}; \\ \lambda_{i-\frac{1}{2},j,k} &= \frac{\lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}}}{4}; \\ \lambda_{i,j+\frac{1}{2},k} &= \frac{\lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}}}{4}; \\ \lambda_{i,j-\frac{1}{2},k} &= \frac{\lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}}}{4}; \\ \lambda_{i,j,k+\frac{1}{2}} &= \frac{\lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k+\frac{1}{2}}}{4}; \\ \lambda_{i,j,k-\frac{1}{2}} &= \frac{\lambda_{i+\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i+\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j+\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}} + \lambda_{i-\frac{1}{2},j-\frac{1}{2},k-\frac{1}{2}}}{4}.\end{aligned}\quad (6)$$

Аппроксимация граничных условий III рода $\lambda \frac{\partial t}{\partial n} = \alpha_k(t_k - t)$ на соответствующем участке границы осуществляется с помощью трехточечной вглубь области аппроксимации производной вдоль нормали к соответствующему участку границы с помощью соотношения

$$\lambda_k \frac{3t_r - 4t_{r-1} + t_{r-2}}{2\Delta n} = \alpha_k(t_k - t_r). \quad (7)$$

В результате получим следующее соотношение для вычисления температуры на соответствующей границе:

$$t_r = \frac{2\alpha_k \Delta x t_k + \lambda_k (4t_{r-1} - t_{r-2})}{2\alpha_k \Delta x + 3\lambda_k}. \quad (8)$$

На различных участках границы расчетной области получаются следующие соотношения для расчета температуры на границе:

граница 1 – внутренняя граница (плоскость $x0z$)

$$t_{i,0,k} = \frac{4t_{i,1,k} - t_{i,2,k}}{3}; \quad (9)$$

граница 2 – внутренняя граница (плоскость $y0z$)

$$t_{0,j,k} = \frac{4t_{1,j,k} - t_{2,j,k}}{3}; \quad (10)$$

граница 3 – «снаружи снизу» (плоскость $x0y$)

$$t_{i,j,0} = \frac{2\alpha_1 \Delta z t_2 + \lambda_2 (4t_{i,j,1} - t_{i,j,2})}{2\alpha_1 \Delta z + 3\lambda_2}; \quad (11)$$

граница 4 – «снаружи сверху» (плоскость $x0y$)

$$t_{i,j,L} = \frac{2\alpha_1 \Delta z t_2 + \lambda_2 (4t_{i,j,L-1} - t_{i,j,L-2})}{2\alpha_1 \Delta z + 3\lambda_2}; \quad (12)$$

граница 5 – «сверху внутри топки»

$$t_{i,j,L1} = \frac{2\alpha_4 \Delta z t_1 + \lambda_1 (4t_{i,j,L1-1} - t_{i,j,L1-2})}{2\alpha_4 \Delta z + 3\lambda_1}; \quad (13)$$

граница 6 – граница «внизу внутри»

$$t_{i,j,L2} = \frac{2\alpha_4 \Delta z t_1 + \lambda_1 (4t_{i,j,L2+1} - t_{i,j,L2+2})}{2\alpha_4 \Delta z + 3\lambda_1}; \quad (14)$$

граница 7 – «сбоку по y »

$$t_{i,M,k} = \frac{2\alpha_3 \Delta y t_2 + \lambda_2 (4t_{i,M-1,k} - t_{i,M-2,k})}{2\alpha_3 \Delta y + 3\lambda_2}; \quad (15)$$

граница 8 – «внутри по y »

$$t_{i,M1,k} = \frac{2\alpha_3 \Delta y t_1 + \lambda_1 (4t_{i,M-1,k} - t_{i,M-2,k})}{2\alpha_3 \Delta y + 3\lambda_1}; \quad (16)$$

граница 9 – «сбоку по x »

$$t_{N,j,k} = \frac{2\alpha_3 \Delta x t_2 + \lambda_2 (4t_{N-1,j,k} - t_{N-2,j,k})}{2\alpha_3 \Delta x + 3\lambda_2}; \quad (17)$$

граница 10 – «внутри по x »

$$t_{N1,j,k} = \frac{2\alpha_4 \Delta x t_1 + \lambda_1 (4t_{N1+1,j,k} - t_{N1+2,j,k})}{2\alpha_4 \Delta x + 3\lambda_1}. \quad (18)$$

Результаты исследования на математической модели процессов теплообмена в вихревой топке представлены в виде ниже приведенных значений и графиков (рис. 4) распределения температуры по толщине боковой стенки топки в самом тонком ее месте толщиной 0,34 м (0,24 м составляет шамотный кирпич; 0,1 м – теплоизоляционный материал изовер) для различных моментов времени τ (1, 2, 3, 4 ч) после запуска вихревой топки и коэффициентами теплоотдачи α конвекцией со стороны окружающего воздуха при его свободном движении, равными 5 и 10 Вт/(м²·°C). При этом температура внутри вихревой топки принята равной 1100 °C, а температура воздуха снаружи – 20 °C. Ниже приведены значения температуры (числитель – при $\alpha = 5$ Вт/(м²·°C); знаменатель – при $\alpha = 10$ Вт/(м²·°C)) на внутренней и внешней стенках вихревой топки, а также на стыке шамота и изовера (при $x = 0,24$ м).

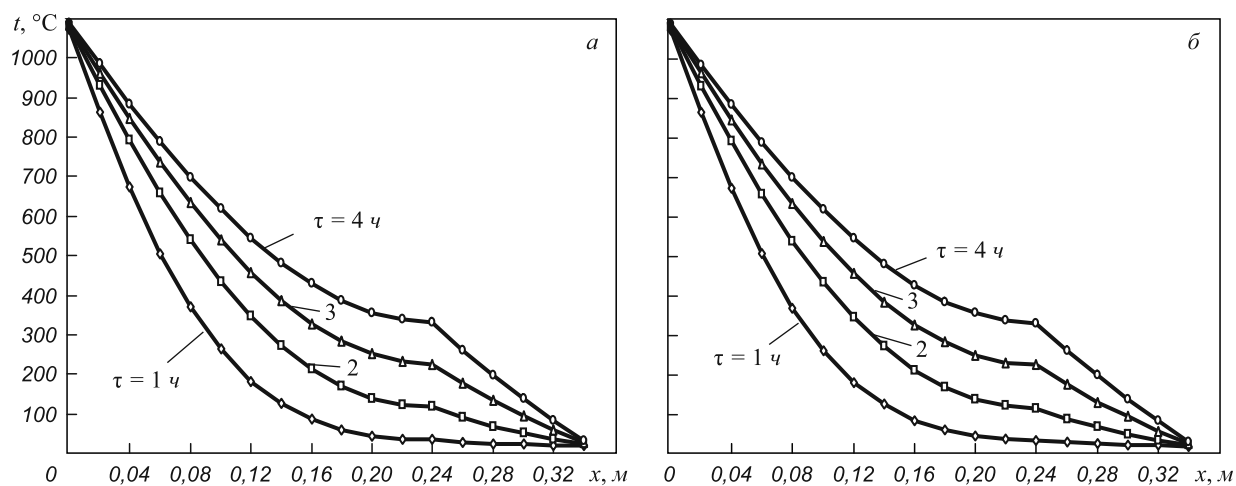


Рис. 4. Графики распределения температур по толщине стенки вихревой топки при $\alpha = 5 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$ (а) и при $\alpha = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$ (б)

$\tau, \text{ч}$	Значение t при $x, \text{м}$, равном		
	0	0,24	0,34
1	1072/1072	35/35	20/20
2	1080/1080	117/117	24/22
3	1084/1084	226/226	31/26
4	1087/1087	332/332	38/30

Выводы. Поставлена и решена краевая задача математической физики для оценки температурных полей в

стенке вихревой топки. Полученное решение позволяет оценить величину тепловых потерь через стенки вихревой топки. Поставленная задача математической физики решена численным конечно-разностным методом. Методика решения поставленной задачи может быть использована при расчете температурных полей и оценке тепловых потерь в других агрегатах теплоэнергетики.

© 2012 г. С.П. Мочалов, С.Н. Калашиников, П.С. Мочалов
Поступила 23 апреля 2012 г.

И.В. Ноздрин, М.А. Терентьева, В.В. Руднева

Сибирский государственный индустриальный университет

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА ДИБОРИДА ХРОМА

Плазмометаллургические струйные процессы получения боридов как объекты термодинамического моделирования по сравнению с традиционными имеют ряд особенностей [1]:

- высокотемпературные условия и быстротечность процессов боридообразования, что создает предпосылки для достаточно быстрого достижения равновесия [2];
- возможность достижения высокого выхода боридов в условиях, обеспечивающих газофазный характер реакций боридообразования;
- изменение условий существования конденсированных фаз вследствие образования их в виде частиц наноразмерного уровня, то есть с большой кривизной поверхности, для которых парциальное давление над конденсированной фазой превышает давление насыщения над плоской поверхностью; однако в настоящее время отсутствует единое мнение о размерном (приблизительно 1 или 2 – 10 нм [3]) пороге и соответствующие справочные данные;
- получение боридов в системах, состоящих из нескольких химических элементов, образующих многофазные многокомпонентные смеси, обуславливает необходимость выполнения их термодинамического анализа на ЭВМ;
- безусловная целесообразность выполнения термодинамических расчетов равновесных составов боридообразующих систем при различных параметрах в связи с недостаточностью информации для описания с необходимой точностью и достоверностью кинетики и механизма процессов боридообразования.

С учетом отмеченных особенностей результаты термодинамического анализа процессов боридообразования следует рассматривать, с одной стороны, как прогнозные, требующие экспериментального подтверждения, а с другой, – как технологические ориентиры и показатели совершенства реактора и уровня организации в нем процессов тепло- и массообмена.

Термодинамический анализ процессов синтеза проведен с целью прогнозирования оптимальных параметров (соотношения компонентов и температуры) получения диборида хрома; определения равновесных

показателей (степени превращения сырья в борид, составов газообразных и конденсированных продуктов) процесса; оценки вклада в процессы боридообразования газофазных реакций, обеспечивающих в условиях плазмометаллургических технологий эффективную переработку дисперсного сырья.

В связи с использованием в процессах синтеза в качестве хромосодержащего сырья – хрома, оксида Cr_2O_3 и трихлорида CrCl_3 ; борсодержащего сырья – бора; углеводородного сырья – метана и плазмообразующего газа – азота объектами исследования являлись системы B-H-N , Cr-B-H-N , Cr-B-Cl-H-N , Cr-B-O-C-H-N . Следует отметить, что сведения о термодинамическом анализе систем, в которых возможно образование диборида хрома, немногочисленны и ограничиваются работой [4], содержащей результаты исследования термодинамики углеводородного восстановления шихты, состоящей из смеси оксида хрома (III) и бора, в потоке азотной плазмы. При этом проведенный авторами работы [4] термодинамический анализ не учитывает возможности образования боридов хрома с участием бородородов, а также отмечается, что диборид хрома CrB_2 может быть получен при соотношении $\text{Cr:B:C:O:H:N} = 1,0:(2,0 - 3,5):1,5:1,5:16,0:35,0$ в области температур 2800 – 2300 К, причем до 80 % (по массе). Соединение CrB_2 может образовываться по реакции



но, учитывая соотношения температур плавления и кипения компонентов этой реакции (2176 и 2840 К для Cr, 2348 и 3980 К для В соответственно, для CrB_2 температура конгруэнтного плавления 2373 К), развитие такой реакции представляется маловероятным, в связи с чем следует ожидать получения смеси хром – бор со стехиометрическим для образования диборида соотношением компонентов: 70,3 и 29,7 % (по массе) хрома и бора соответственно. Однако авторами работы [5], экспериментально исследовавшими плазменный синтез диборида хрома с использованием реакционной бор-оксидной смеси и технического пропана, отмечается ряд результатов, противоречащих этой термодинамической гипотезе:

- форма боридных наночастиц, близкая к сферической, указывает на образование борида по

механизму «пар – расплав – кристалл», т.е. при борировании металлического аэрозоля газообразными борсодержащими соединениями, возможно, бороводородами;

- такой механизм боридообразования становится возможным при «газификации» бора и устойчивости образующихся бороводородов в широкой области температур.

С учетом изложенного, представляется целесообразным выполнение термодинамических расчетов для квазиравновесных условий боридообразования, исключающих присутствие конденсированного бора. Проводя термодинамические расчеты квазиравновесных составов в предположении, что разложение борсодержащих соединений не происходит, можно ожидать получение состава конечных продуктов и основных показателей процесса, соответствующих экспериментальным данным.

Необходимые для анализа составы газообразных и конденсированных продуктов рассчитывались «константным» методом, основанном на совместном решении уравнений закона действующих масс, материального баланса, суммарного числа молей газовой смеси, существования конденсированной фазы, закона Дальтона [1].

Расчеты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТИМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчетах рассматривалась область температур 1000 – 6000 К при общем давлении в системе 0,1 МПа. Исходными значениями служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов, приведенные в работах [5 – 12]. Константы равновесия реакций образования соединения Cr_2O_3 при температуре 1800 – 2553 К, Cr_3C_2 – при 1700 – 2163 К, CrN – при 1050 К, Cr_2N – при 1100 – 1450 К, CrB_2 – при 2000 – 2900 К, CrB – при

2000 – 2400 К, CrCl_2 и CrCl – при 1500 – 6000 К рассчитывались приближенным методом [13 – 14].

Принятые для расчетов составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем приведены в табл. 1.

Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакций образования целевых продуктов и параметрами технологического оборудования. Соотношения, выбранные для расчетов, приведены в табл. 2.

Термодинамика «газификации» бора

Система В–Н–N представляет собой одну из частных систем, рассматриваемых при термодинамическом анализе процессов плазменного синтеза боридов, в связи с чем анализ ее в условиях, соответствующих параметрам синтеза, представляет определенный научный и технологический интерес и позволяет прогнозировать состав газовой фазы, направленное формирование которого необходимо для эффективного боридообразования. Необходимость изучения рассматриваемой системы подтверждается также немногочисленностью сведений о ней в литературе, ограниченных работой [16], по данным которой, в рассматриваемой системе при температуре ниже 3500 К основными составляющими газовой фазы являются вещества N_2 , H_2 , H , а выше 3500 – 4000 К к ним добавляются значительные количества паров бора и атомарного азота. Максимальное содержание в системе бороводородов, из которых учитывалась возможность образования соединений BH , B_2H_6 , B_4H_{10} , достигается при температуре 3500 К и составляет 0,24 % (объемн.) для вещества BH .

Результаты расчета равновесных составов системы представлены на рис. 1, а, б. Можно видеть, что в исследуемой системе имеет место «газификация» бора, усиливающаяся с разбавлением системы водородом. Газификация бора обусловлена высокой термодинамической стабильностью в области температур 2650 – 3250 К

Таблица 1

Составы газовой и конденсированной фаз

Система	Состав фаз	
	газовой	конденсированной
В–Н–N	$\text{H}, \text{N}, \text{H}_2, \text{N}_2, \text{NH}, \text{NH}_2, \text{NH}_3, \text{N}_2\text{H}_4, \text{B}, \text{BH}, \text{BH}_2, \text{BH}_3, \text{B}_2\text{H}_6, \text{B}_5\text{H}_9, \text{B}_4\text{H}_{10}, \text{B}_3\text{H}_6\text{N}_3$	B, BN
Cr–В–Н–N	$\text{Cr}, \text{B}, \text{H}, \text{N}, \text{N}_2, \text{H}_2, \text{HN}, \text{NH}_2, \text{NH}_3, \text{BH}, \text{BH}_2, \text{BN}$	$\text{Cr}, \text{B}, \text{BN}, \text{CrB}, \text{CrB}_2$
Cr–В–Cl–Н–N	$\text{Cr}, \text{B}, \text{H}, \text{N}, \text{Cl}, \text{N}_2, \text{H}_2, \text{Cl}_2, \text{HCl}, \text{NH}, \text{NH}_2, \text{NH}_3, \text{BH}, \text{BH}_2, \text{BN}, \text{CrCl}_2, \text{CrCl}$	$\text{Cr}, \text{B}, \text{BN}, \text{CrB}, \text{CrB}_2, \text{CrCl}_3, \text{CrCl}_2$
Cr–В–O–C–Н–N	$\text{Cr}, \text{B}, \text{H}, \text{N}, \text{O}, \text{C}, \text{N}_2, \text{H}_2, \text{C}_2, \text{O}_2, \text{B}_2, \text{C}_3, \text{CH}, \text{CH}_2, \text{CH}_3, \text{CH}_4, \text{C}_2\text{H}, \text{C}_2\text{H}_2, \text{C}_2\text{H}_4, \text{C}_3\text{H}, \text{C}_4\text{H}, \text{C}_4\text{H}_2, \text{CO}, \text{CO}_2, \text{CN}, \text{C}_2\text{N}_2, \text{NO}, \text{NO}_2, \text{NH}, \text{NH}_2, \text{NH}_3, \text{BO}, \text{BO}_2, \text{B}_2\text{O}, \text{B}_2\text{O}_2, \text{B}_2\text{O}_3, \text{BH}, \text{BH}_2, \text{BN}, \text{BC}, \text{BC}_2, \text{CrO}, \text{CrO}_2, \text{CrO}_3, \text{H}_2\text{O}, \text{HCN}, \text{HBO}_2, \text{HBO}_3$	$\text{Cr}, \text{B}, \text{C}, \text{BN}, \text{CrB}, \text{CrB}_2, \text{CrO}, \text{CrO}_3, \text{Cr}_2\text{O}_3, \text{Cr}_3\text{C}_2, \text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_{23}\text{C}_6, \text{CrN}, \text{Cr}_2\text{N}, \text{B}_2\text{O}_3, \text{B}_4\text{C}$

Соотношения компонентов в исследуемых системах

Соотношения компонентов, моль	Примечание
$B:H:N = 1:2:20$	По стехиометрии для реакции $B + H_2 = BH_2$ (I)
$B:H:N = 1:4:20$	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (I)
$B:H:N = 1:6:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (I)
$Cr:B:H:N = 1:2:12:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции $Cr + 2BH_2 = CrB_2 + 2H_2$ (II)
$Cr:B:H:N = 1:1,75:12:20$	12,5 %-ый недостаток бора по сравнению со стехиометрией для реакции (II)
$Cr:B:H:N = 1:1,5:12:20$	25 %-ый недостаток бора по сравнению со стехиометрией для реакции (II)
$Cr:B:Cl:H:N = 1:2:3:3:20$	По стехиометрии для реакции $CrCl_3 + 2B + 1,5H_2 = CrB_2 + 3HCl$ (III)
$Cr:B:Cl:H:N = 1:2:3:9:20$	3-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (III)
$Cr:B:Cl:H:N = 1:2:3:18:20$	6-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции (III)
$Cr:B:O:C:H:N = 1:2:1,5:1,5:12:20$	2-кратный избыток водорода по сравнению со стехиометрией для реакции $0,5Cr_2O_3 + 2B + 1,5CH_4 = CrB_2 + 1,5CO + 3H_2$ (IV)
$Cr:B:O:C:H:N = 1:2:1,5:1,88:13,5:20$	25 %-ый избыток метана по сравнению со стехиометрией для реакции (IV)
$Cr:B:O:C:H:N = 1:2:1,5:2,25:15:20$	50 %-ый избыток метана по сравнению со стехиометрией для реакции (IV)

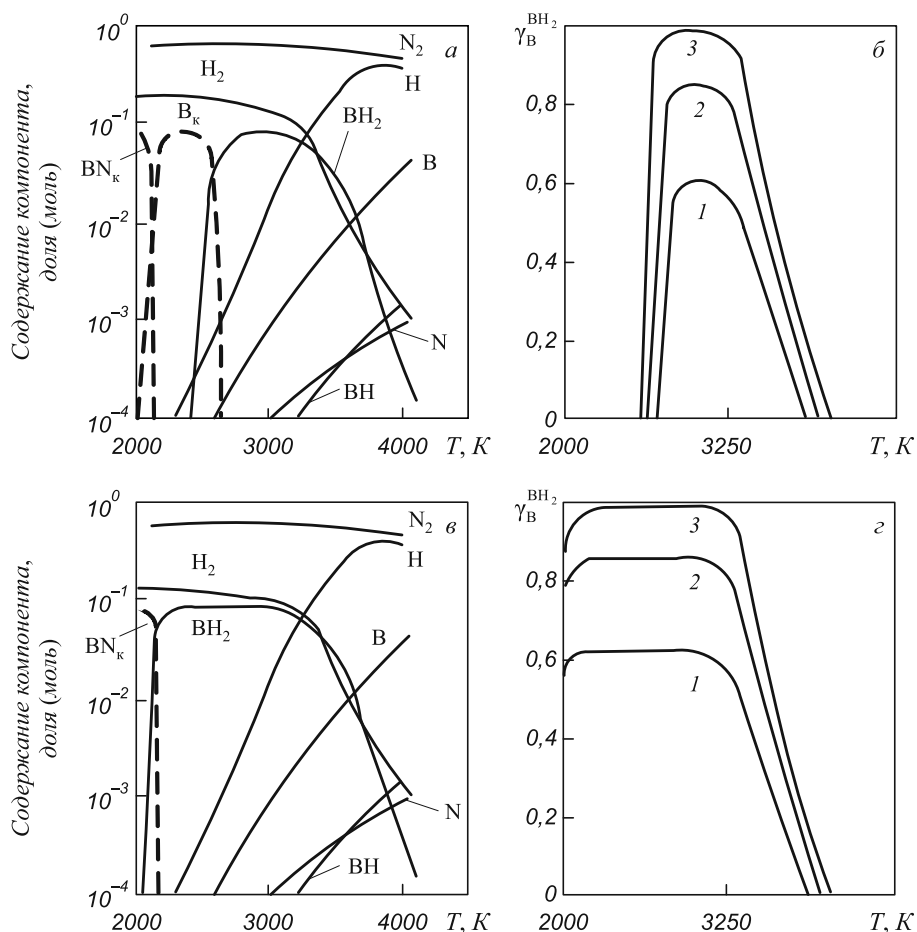


Рис. 1. Результаты термодинамических расчетов системы B-H-N:

a – равновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $B:H:N = 1:6:20$; $б$ – равновесная зависимость степени превращения B в BH_2 от соотношения $B:H = 1:2$ (1); $1:4$ (2); $1:6$ (3) и температуры; $в$ – квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $B:H:N = 1:6:20$; $з$ – квазиравновесная зависимость степени превращения B в BH_2 от соотношения $B:H = 1:2$ (1); $1:4$ (2); $1:6$ (3) и температуры

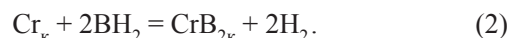
бороводорода состава BN_2 . При соотношении $\text{B}:\text{H} = 1:6$ степень превращения бора в BN_2 достигает единицы. Конденсация бора из газовой фазы термодинамически возможна при температуре ниже 2650 К. Таким образом, следует признать целесообразным разбавление системы водородом и прогнозировать влияние концентрации его в газовой фазе на полноту протекания процессов боридообразования в условиях плазменного потока.

Квазиравновесные составы системы B-H-N (рис. 1, в, г) характеризуются значительным расширением температурной области устойчивости бороводорода BN_2 , соответствующей температурному интервалу 2150 – 3250 К.

Термодинамика высокотемпературных взаимодействий в боридообразующих системах

Результаты термодинамических расчетов системы Cr-B-H-N приведены на рис. 2. Диборид хрома CrB_2 может быть получен при соотношении $\text{Cr}:\text{B} = 1:2$ в об-

ласти температур 2150 – 2800 К. В условиях квазиравновесия термодинамически возможным представляется образование его по реакции



При температуре 2150 К и ниже вещество CrB_2 может взаимодействовать с азотом с образованием хрома и нитрида бора:



В системе Cr-B-Cl-H-N образование CrB_2 возможно по реакции (2) при содержании до 35 % (по массе) и по реакции



по которой может образовываться до 65 % (по массе) CrB_2 (рис. 3). 100 %-ый выход диборида хрома дости-

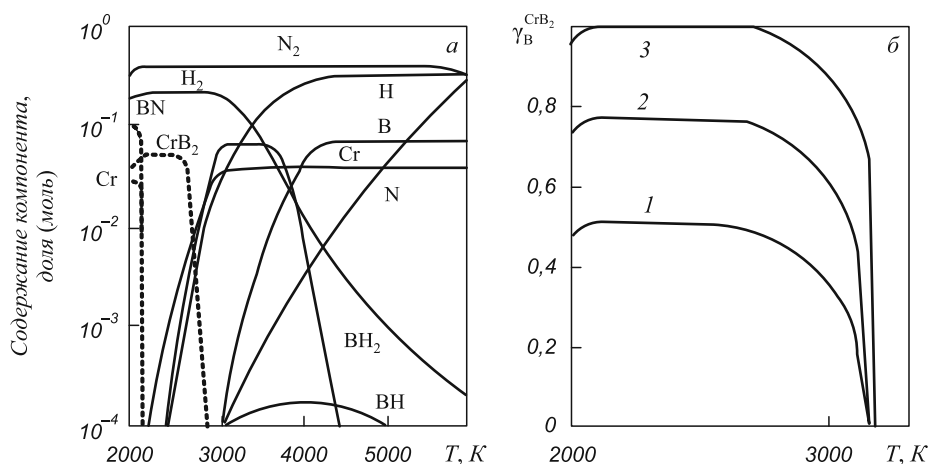


Рис. 2. Результаты термодинамических расчетов системы Cr-B-H-N :

а – квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $\text{Cr}:\text{B}:\text{H}:\text{N} = 1:2:12:20$; б – зависимость степени превращения Cr в CrB_2 от соотношения $\text{Cr}:\text{B} = 1:1,5$ (1); $1:1,75$ (2); $1:2$ (3) и температуры

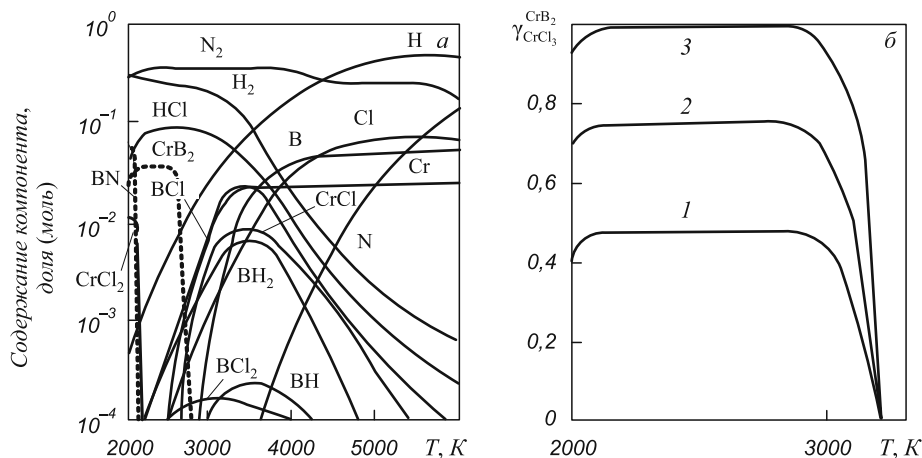


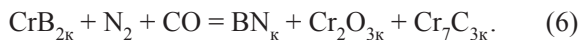
Рис. 3. Результаты термодинамических расчетов системы Cr-B-Cl-H-N :

а – квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $\text{Cr}:\text{B}:\text{Cl}:\text{H}:\text{N} = 1:2:3:30:30$; б – зависимость степени превращения CrCl_3 в CrB_2 от соотношения $\text{Cl}:\text{H} = 1:1$ (1); $1:3$ (2); $1:6$ (3)

гается при стехиометрическом соотношении компонентов $\text{Cr:B} = 1:2$ и 6-кратном избытке водорода для соотношений $\text{Cl:H} = 3:18$ и $\text{B:H} = 2:12$ в интервале температур 2150 – 2800 К. Как и в предыдущей системе, с понижением температуры стабильность диборида хрома падает и при температуре 2100 – 2000 К, в зависимости от степени разбавления системы водородом, соединение CrB_2 может взаимодействовать с азотом и хлористым водородом по реакции



В системе Cr-B-O-C-H-N диборид хрома может быть получен при всех рассматриваемых соотношениях компонентов в интервале температур 2150 – 2800 К (рис. 4). Термодинамически возможно протекание химической реакции боридообразования (2), описанной при анализе системы Cr-B-H-N . При стехиометрическом для восстановления оксида хрома количестве восстановителя в интервале температур 2150 – 2800 К достигается 100 %-ый выход диборида хрома. Избыток восстановителя приводит к загрязнению борида углеродом за счет разложения цианистого водорода и ацетилена при температуре 3200 – 2750 К. Содержание свободного углерода может достигать 6 и 12 % (по массе) при избытке метана 25 и 50 % соответственно. Взаимодействие диборида хрома с азотом начинается при температуре ниже 2300 К, при которой также становятся возможными процессы окисления и карбидообразования:



При 25 %-ом избытке восстановителя продуктом разложения вещества CrB_2 является композиция $\text{BN} - \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_3\text{C}_2$, содержащая 46,52 % BN , 5,34 % Cr_3C_2 , 48,12 % Cr_7C_3 , а при 50 %-ом избытке – 45,49 % BN , 52,96 % Cr_3C_2 , 1,55 % Cr_7C_3 . Снижение температуры ниже 1250 К приводит к преимущественному развитию процессов окисления.

Выводы. Проведен термодинамический анализ различных технологических вариантов синтеза диборида хрома CrB_2 . Установлено, что в системах Cr-B-H-N и Cr-B-O-C-H-N 100 %-ый выход диборида хрома возможен при стехиометрическом соотношении Cr:B , 3-кратном избытке водорода, обеспечивающего «газификацию» бора, при температуре 2150 – 2800 К. В системе Cr-B-Cl-H-N 100 %-ый выход диборида хрома возможен при стехиометрическом соотношении Cr:B , 6-кратном избытке водорода для восстановления CrCl_3 до Cr и «газификации» бора при температуре 2150 – 2800 К. Образование диборида хрома происходит по предполагаемому механизму «пар–расплав–кристалл» с участием борводорода состава BH_2 , что позволяет прогнозировать возможность достижения его высокого выхода в реальных условиях синтеза.

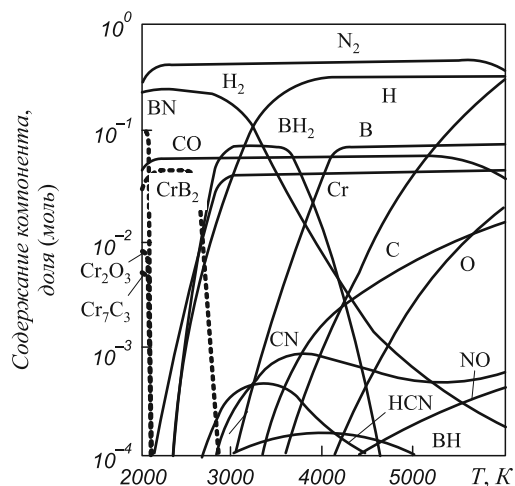


Рис. 4. Результаты термодинамических расчетов системы Cr-B-O-C-H-N : квазиравновесные составы газовой и конденсированной фаз в зависимости от температуры при соотношении $\text{Cr:B:O:C:H:N} = 1:2:1,5:1,5:12:20$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов: Справочник. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.
2. Крапивина С.А. Плазмохимические технологические процессы. – Л.: Химия, 1981. – 248 с.
3. Морохов И.Д. – В кн.: Физикохимия ультрадисперсных систем. ИМ АН СССР. – М.: Наука, 1987. С. 5 – 10.
4. Галевский Г.В., Крутский Ю.Л. – В кн.: Производство ферросплавов. – Новокузнецк: КузПИ, 1986. С. 24 – 32.
5. Жуков М.Ф., Неронов В.А. Новые материалы и технологии. Экстремальные технологические процессы. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд., 1992. – 183 с.
6. Глушко В.П. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справочник в 4-х томах. – М.: Наука, 1978 – 1982 гг.
7. Spangenberg H.J. // Zeitschrift für physikalische Chemie. 1974. В. 255. № 1. S. 1 – 15.
8. Гурвич Л.В. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 2. – М.: АН СССР, 1962. – 775 с.
9. Schick H.L. Thermodynamics of Certain Refractory Compounds. V. 11. – N-Y.: Academicpress, 1966. – 775 p.
10. Barin J., Knacke O. Thermochemical properties of Inorganic Substances. – N-Y.: Academicpress, 1973. – 647 p.
11. JANAF Thermochemical tables. – Wash. Gov. print. off, 1966 – 1975.
12. Герасимов Я.Н., Крестовников А.Н., Шахов А.С. Химическая термодинамика в цветной металлургии. Т. 5. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
13. Уикс К.Е., Блок Ф.Е. Термодинамические свойства 65 элементов и их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. – М.: Металлургия, 1965. – 126 с.
14. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1970. – 528 с.
15. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. – М.: Химия, 1970. – 519 с.
16. Краснотутский Ю.И., Ганз С.Н., Пархоменко В.Д. // Журнал прикладной химии. 1976. Т. 49. В. 2. С. 304 – 309.

© 2012 г. И.В. Ноздрин, М.А. Терентьева,
В.В. Руднева

Поступила 7 марта 2012 г.

УДК 669.162.1:622.782

Б.П. Юрьев¹, С.Г. Меламуд², Н.А. Спири¹

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(филиал в г. Первоуральске)

² ОАО «Уралмеханобр» (Екатеринбург)

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДИССОЦИАЦИИ БАКАЛЬСКИХ СИДЕРИТОВЫХ РУД*

Запасы сидеритовых руд Бакальского месторождения оцениваются в 1 млрд. т [1]. Железосодержащие минералы в этих карбонатных рудах представлены изоморфной смесью с разным количественным соотношением карбонатов железа, марганца и магния, а также преимущественно сидероплезитом ($\text{Fe}_{0,72}\text{Mn}_{0,03}\text{Mg}_{0,25}\text{CO}_3$), содержащим 70 – 95 % FeCO_3 .

Известным в настоящее время и широко применяемым способом подготовки сидеритовых руд к доменной плавке является их окислительный обжиг в шахтных печах с последующей магнитной сепарацией. Таким способом удастся получить кусковый концентрат с содержанием железа 48 – 50 % [2]. Обжиг сидеритовой руды связан с протеканием сложных физико-химических процессов (с разложением карбонатов железа, магния и марганца, окислением низших оксидов железа и марганца, образованием новых химических соединений типа магнезиоферрита и гематита и др.), сопровождающихся изменением химического, фазового и минерального составов, а также поглощением или выделением теплоты [3].

Для оптимизации конструктивных и режимных параметров обжига необходимо иметь данные по кинетике этих процессов, использование которых позволит рационально распределять тепловые потоки по зонам печи. Эти данные также необходимы для учета влияния температуры нагрева, продолжительности термической обработки, размера куска руды на производительность обжигового агрегата и качество готового продукта [4, 5].

Так как диссоциация кусковых сидеритовых руд в шахтных печах протекает при непрерывном повышении температуры и меняющемся составе газовой фазы, представляет интерес исследовать этот процесс в неизотермических условиях в разных газовых средах.

В настоящей работе кинетику диссоциации порошкообразной (0 – 0,05 мм) и кусковой (12×12×12 мм) бакальской сидеритовой руды исследовали на венгерском дериватографе ОД-102. Опыты проводили в газовых средах (He , CO_2 , воздухе), состав которых контролировали отбором проб из рабочего пространства. Химический состав средней пробы следующий: 33,98 % Fe ; 40,60 % FeO ; 3,47 % Fe_2O_3 ; 1,27 % CaO ; 8,94 % SiO_2 ;

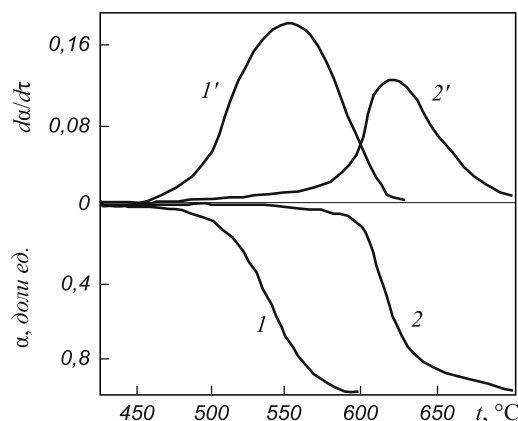
1,30 % Al_2O_3 ; 9,32 % MgO ; 1,39 % MnO ; 0,31 % $\text{S}_{\text{общ}}$; 33,24 % ПМПП.

В результате исследований получили зависимости степени и скорости диссоциации от температуры путем обработки дериватограмм, снятых в атмосферах гелия, диоксида углерода и воздуха. Типичные зависимости, например, при нагреве в атмосфере воздуха, приведены на рисунке. Как видно диссоциация минерала описывается единой дифференциально-термографической кривой без разделения температурных интервалов разложения карбонатов железа, магния и марганца.

С целью выявления механизма процесса и получения кинетических параметров разложения при неизотермическом нагреве применили комплексный метод, основанный на допущении, что неизотермическую реакцию в бесконечно малом промежутке времени можно рассматривать как изотермическую. Тогда обобщенное кинетическое уравнение для бесконечно малого промежутка времени имеет вид [6]

$$d\alpha/d\tau = A \exp(-E/RT) f(\alpha), \quad (1)$$

где α – степень протекания процесса, доли ед.; τ – время, мин; A – кинетическая константа, мин^{-1} ; E – энергия активации, кДж/моль ; R – универсальная газовая постоянная, $\text{кДж/(моль} \cdot \text{K)}$; T – абсолютная температура,



Зависимость параметров α и da/dt от t на воздухе при скорости нагрева 10 °C/мин:

1 и 1' – порошок сидеритовой руды и Al_2O_3 в соотношении 1:1;
2 и 2' – кусковая сидеритовая руда и Al_2O_3 в том же соотношении
12×12×12 мм

* Работа выполнена в соответствии с государственным контрактом Федерального агентства по науке и инновациям № 02.740.11.0152.

ра, $K; f(\alpha)$ – функция от степени превращения, вид которой определяется механизмом протекания процесса.

Интегрируя выражение (1) при постоянной скорости нагрева $dT/dt = a$, получим

$$\int_0^{\alpha} \frac{d\alpha}{f(\alpha)} = \frac{A}{a} \int_{T_0}^T \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) dT. \quad (2)$$

Обозначив $\int_0^{\alpha} \frac{d\alpha}{f(\alpha)} = g(\alpha)$, $\int_{T_0}^T \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) dT = P(T)$,

можно привести соотношение (2) к виду

$$g(\alpha) = \frac{A}{a} P(T). \quad (3)$$

Интегрируя параметр $P(T)$ по частям, преобразуем уравнение (3) следующим образом:

$$g(\alpha) = \frac{A}{a} \frac{E}{R} P'(T), \quad (4)$$

где $P'(T) = \left\{ E_0 \left(\frac{E}{RT} \right) - E_0 \left(\frac{E}{RT_0} \right) - \left[-E_i \left(-\frac{E}{RT} \right) \right] + \right.$
 $\left. + \left[-E_i \left(-\frac{E}{RT_0} \right) \right] \right\}$, E_0 и $(-E_i)$ – интегральные показатель-

ные функции, значения которых табулированы в справочнике [7].

Логарифмируя выражение (4), получим

$$\lg g(\alpha) = \lg A - \lg a + \lg(T/RT) + \lg P'(T). \quad (5)$$

При значениях $E \geq 84$ кДж/моль значение $\lg P'(T)$ пропорционально величине T^{-1} и уравнение (3) принимает вид

$$\lg g(\alpha) = \lg A - \lg a + \lg(E/R) + K_0 T^{-1}, \quad (6)$$

где K_0 – коэффициент пропорциональности.

Если вид функции $g(\alpha)$ получен, то в случае соответствия эксперимента и сделанных допущений должна соблюдаться линейная связь в координатах $\lg g(\alpha) - T^{-1}$.

Проведенный анализ выполнимости уравнения (6) для разных функций $g(\alpha)$ в соответствии с модельными кинетическими уравнениями топохимических реакций с газообразным реагентом, заимствованными из работы [6], показал, что лимитирующей стадией непосредственно для реакции диссоциации является кристаллохимическое превращение при перестройке решетки карбоната в вюстит.

Для всех трех атмосфер линейная связь $\lg g(\alpha) - T^{-1}$ соблюдается точно в том случае, когда

$$g(\alpha) = A_3 = [-\ln(1 - \alpha)]^{1/3}. \quad (7)$$

Уравнение (7) получено автором работы [6] в предположении, что процессом, лимитирующим ско-

рость реакции на межфазной границе твердых реагента и продукта реакции, является непосредственно кристаллохимический акт.

Следовательно, связь степени диссоциации порошкообразной руды со временем и температурой в неизомермическом режиме нагрева описывается уравнением (3) при $g(\alpha) = [-\ln(1 - \alpha)]^{1/3}$. Для практического использования формулы (3) необходимо помимо величины E знать параметр A . Его нетрудно найти, используя уравнение (5) и строя по экспериментальным данным зависимость в координатах $1/3 \lg [-\ln(1 - \alpha)] - \lg P'(T)$, а также определяя отрезок b , отсекаемый на оси $1/3 \lg [-\ln(1 - \alpha)]$, т.е.

$$b = \lg A - \lg a + \lg(E/R). \quad (8)$$

Для нахождения значения энергии активации, рассмотрим уравнение (5). Из него следует, что величина $\lg A(\alpha)$ пропорциональна $\lg P'(T)$, а тангенс угла наклона соответствующей прямой должен быть равен единице. Это условие выполняется при определенном значении энергии активации. Для атмосферы гелия, диоксида углерода и воздуха найденные значения E соответственно равны 42, 42 и 63 кДж/моль. Зная величины энергии активации и скорости нагрева, используемые в опыте, находим из уравнения (8) параметр A .

Кинетические уравнения диссоциации порошков из бакальской сидеритовой руды в разных газовых средах приведены ниже:

– в атмосфере гелия

$$[-\ln(1 - \alpha)]^{1/3} = (0,5/w) 10^6 P'(T),$$

где $P'(T) = -0,5 \cdot 10^{-5} + E_0(x) - [-E_i(-x)]$ для $x = 5035 T^{-1}$;
 – в атмосфере диоксида углерода

$$[-\ln(1 - \alpha)]^{1/3} = (0,6/w) 10^6 P'(T),$$

где $P'(T) = -0,131 \cdot 10^{-4} + E_0(x) - [-E_i(-x)]$ для $x = 5035 T^{-1}$;
 – в атмосфере воздуха

$$[-\ln(1 - \alpha)]^{1/3} = (1,6/w) 10^7 P'(T),$$

где $P'(T) = -0,01 \cdot 10^{-5} + E_0(x) - [-E_i(-x)]$ для $x = 7553 T^{-1}$;
 здесь w – скорость нагрева, °С/мин.

Анализ приведенных уравнений показывает, что процесс диссоциации смещается в сторону более низких температур в нейтральной атмосфере. Существенных различий в скорости диссоциации в атмосферах воздуха и диоксида углерода не выявлено.

Полученные закономерности диссоциации тонкодисперсных порошков во многом сохраняются для кусковых материалов. С помощью дериватограмм, снятых в атмосфере гелия, диоксида углерода и воздуха, установлено, что декарбонизация изоморфной смеси железа, магния и марганца протекает также одновременно.

Однако температурный интервал разложения веществ при скорости нагрева 10 °С/мин (соответствует скорости нагрева руды в шахтных печах) повышается на 100 – 150 °С по сравнению с порошками.

Характерно, что несмотря на более раннее, как и в порошках, начало реакции в нейтральной среде, процесс заканчивается при более высокой температуре. Причина заключается в дополнительном подводе теплоты за счет окисления монооксида железа диоксидом углерода и кислородом.

Во время декарбонизации доступ кислорода и диоксида углерода из атмосферы печи во внутренние области куска затруднен из-за газодинамического подпора выделяющихся продуктов реакции. Следовательно, в обоих случаях реакцию необходимо рассматривать как протекающую в одинаковой атмосфере, близкой по составу к диоксиду углерода с небольшими примесями оксида углерода, образующегося по реакции



Этот вывод подтверждается идентичными кинетическими закономерностями декарбонизации в атмосферах воздуха, He и CO_2 . Как и для порошков, закономерности во всех случаях описываются кристаллохимическими уравнениями Авраама (функция A_3 в работе [6]), о чем свидетельствует линеаризация термогравиметрических кривых в координатах $\lg A_3 - T^{-1}$. Количественный расчет кинетических параметров – энергии активации и предэкспоненциального множителя (A) по дериватограммам в случае кусковых образцов значительно затруднен по двум причинам. Во-первых, большая (6 – 8 г) навеска вызывает сильную асимметрию теплового поля внутри куска вследствие поглощения теплоты при эндотермической реакции и тепловой инерции материала. Это приводит к нелинейной зависимости температуры от времени в области протекания диссоциации. Во-вторых, в отличие от порошка при исследовании кускового материала невозможно проконтролировать величину поверхности, на которой протекает реакция в рассматриваемый момент времени.

В процессе разложения поликристаллических кусков величина реакционной поверхности зависит от глубины частично диссоциированной зоны и меняется в зависимости от изменения микроструктуры куска. Поэтому используемое для описания термогравиметрических кривых уравнение типа (3) при $g(\alpha) = A_3 = [-\ln(1 - \alpha)]^{1/3}$ имеет сугубо формальный характер, а параметры A и E нельзя использовать для расчета степени диссоциации кусков другого размера.

Количественно описать кинетику диссоциации кусковых материалов с использованием данных по порошкам можно только при раскрытии физической сущности макроструктурных изменений в ходе декарбонизации.

Выводы. Изучен механизм процесса диссоциации сидеритовой руды и определены кинетические параметры разложения при неизотермическом нагреве с использованием комплексного метода. Получены кинетические уравнения диссоциации порошков из бакальской сидеритовой руды в разных газовых атмосферах. Рассмотрены закономерности декарбонизации кусковой сидеритовой руды.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пирометаллургическая переработка комплексных руд / Л.И. Леонтьев, Н.А. Ватолин, С.В. Шаврин, Н.С. Шумаков. – М.: Металлургия, 1997. – 432 с.
2. Юрьев Б.П., Меламуд С.Г., Шацилло В.В. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2007. Вып. 7. С. 7 – 13.
3. Юрьев Б.П., Костоусова Т.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1999. № 3. С. 17 – 23.
4. Юрьев Б.П. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2007. Вып. 6. С. 25 – 29.
5. Юрьев Б.П., Меламуд С.Г., Шацилло В.В. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2006. Вып. 9. С. 16 – 33.
6. Уэндлант У. Термические методы анализа. – М.: Мир, 1978. – 526 с.
7. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. – М.: Наука, 1970. – 832 с.

© 2012 г. Б.П. Юрьев, С.Г. Меламуд, Н.А. Спири
Поступила 13 декабря 2011 г.

УДК 669.14.018.8

Г.В. Оглоблин¹, В.В. Стулов²

¹ Амурский гуманитарно-педагогический государственный университет (г. Комсомольск-на-Амуре)

² Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре)

МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛООБМЕНА РАСПЛАВА СО СТЕНКОЙ КРИСТАЛЛИЗАТОРА

В существующих установках непрерывной разливки стали жидкий металл подается в кристаллизатор через погружной разливочный стакан. В работах [1, 2] приведены результаты моделирования на воде гидродина-

мики жидкой стали, истекающей из выходных каналов погружных разливочных стаканов, установлены картины течения жидкости в плоскостях кристаллизатора и скорости потоков. Недостатком этих работ является

отсутствие методики визуализации на стенках тепловых полей, образующихся при заполнении жидкостью кристаллизатора, не рассмотрено влияние конструкции погружного стакана и его расположения в кристаллизаторе на теплообмен со стенкой.

Цель настоящей работы – отработка методики моделирования теплообмена расплава со стенками кристаллизатора посредством визуализации тепловых полей, определение скорости истечения расплава и времени заполнения кристаллизатора.

На рис. 1 показан внешний вид установки, на которой моделируется процесс заполнения кристаллизатора [3]. Основные элементы установки (погружной стакан и кристаллизатор) выполнены в масштабе 1:7 к размерам натурального образца. Варианты расположения погружных стаканов в модели кристаллизатора приведены на рис. 2. Глубина H_m погружения стакана составляет 80 – 100 мм. Стенки кристаллизатора с внутренней стороны покрывали черной краской, с внешней – жидкими кристаллами холестерического типа с мезофазой 27 – 32 °С. Такая обработка имеет недостаток: слой жидкого кристалла открыт и подвергается воздействию кислорода, ультрафиолетового излучения, а также различных компонентов среды, которые приводят к погрешности визуализации тепловых полей. Наиболее оптимальный вариант – использование жидкокристаллического детектора в виде стеклянной

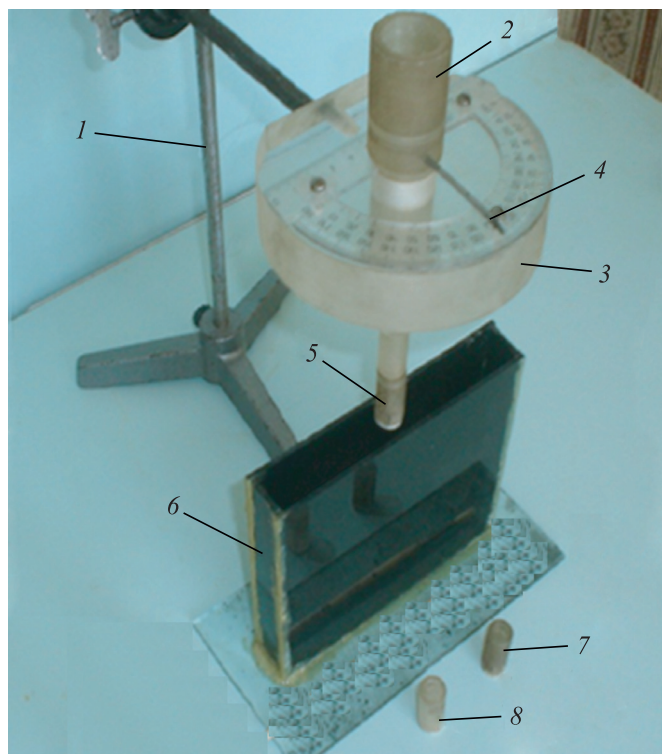


Рис. 1. Установка для моделирования работы погружных стаканов:

1 – физический штатив; 2 – погружной разливочный стакан; 3 – угловое отсчетное устройство; 4 – визор; 5 – насадка с двумя каналами; 6 – модель кристаллизатора; 7 и 8 – четырех- и двухканальная насадки

капсулы (калиброванной полости 10 мкм) по формату широкой стенки модели кристаллизатора; это позволяет в зависимости от чистоты исполнения и заполнения жидкими кристаллами увеличить до года срок службы детектора. В качестве рабочего вещества выбрана вода, которая позволяет вести процесс моделирования в широких пределах чисел подобия. При этом отслеживается гидродинамика струи для ламинарных потоков по числу Рейнольдса.

В настоящей работе приняты следующие обозначения: A и B – длина широкой и узкой стенки кристаллизатора; H – высота кристаллизатора; $Re = \omega d_3 / \nu$, $Nu = \alpha x / \lambda$, $Pr = \mu c / \lambda$ и $Fo = at / x^2$ – числа подобия Рейнольдса, Нуссельта, Прандтля и Фурье; w – скорость потока, м/с; d_3 – характерный размер, м; α и λ – коэффициент теплоотдачи и теплопроводность, Вт/(м²·К) и Вт/(м·К); x – размер, м; μ и ν – динамическая и кинематическая вязкость, Па·с и м²/с; c – удельная теплоемкость материала, Дж/(кг·К); a – коэффициент температуропроводности, м²/с; τ – характерное время, с; t – температура, °С; ρ – плотность, кг/м³.

Индексы 1 и 2 обозначают принадлежность к жидкой и твердой фазам; «н», «м» и «с» – к оригиналу (натуре), модели и стенке.

Параметры воды определены из работы [4]:

при $t = 60$ °С: $\rho = 983,1$ кг/м³; $c = 4179$ Дж/(кг·К); $\lambda = 0,659$ Вт/(м·К); $\mu = 470 \cdot 10^{-6}$ Па·с; $\nu = 0,48 \cdot 10^{-6}$ м²/с; $Pr = 2,98$; $a = 0,161 \cdot 10^{-6}$ м²/с;

при $t = 50$ °С: $\rho = 988$ кг/м³; $c = 4174$ Дж/(кг·К); $\lambda = 0,648$ Вт/(м·К); $\mu = 550 \cdot 10^{-6}$ Па·с; $\nu = 0,557 \cdot 10^{-6}$ м²/с; $Pr = 3,54$; $Pr_c = 5,1$ при $t_c = 33$ °С.

Теплофизические параметры стали 08Х18Н10Т определены из работы [5]: $\rho = 8 \cdot 10^3$ кг/м³; $\lambda = 28$ Вт/(м·К); $t_n = 1446$ °С; $c = 756$ Дж/(кг·К); $a = 4,63 \cdot 10^{-6}$ м²/с.

В работе рассмотрена модель, размеры выходного отверстия которой $(1 \times 7) \cdot 10^{-3}$ м. Характерный размер d_3 выходного отверстия стакана $2,05 \cdot 10^{-3}$ м. Скорость w истечения воды из отверстия стакана составляла 0,178 м/с. Размеры модели кристаллизатора $A_m \times B_m \times H_m = 0,221 \times 0,229 \times 0,171$ м.

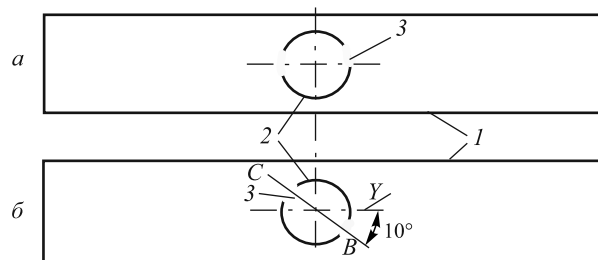


Рис. 2. Варианты расположения погружных стаканов в модели кристаллизатора:

a – оси выходных отверстий погружного стакана параллельны широкой стенке кристаллизатора; b – оси выходных отверстий погружного стакана расположены под углом 10° к широкой стенке кристаллизатора; 1 – широкие стенки кристаллизатора; 2 – модель погружного стакана; 3 – выходные отверстия модели стакана

Размеры натурального кристаллизатора: $A_n \times B_n \times H_n = 1,550 \times 0,200 \times 1,2$ м. Диаметр d_n погружного стакана составляет 0,145 м.

Результаты моделирования

На рис. 3 приведены картины температурных полей в модели кристаллизатора при заливке в него воды через модель погружного разливочного стакана (варианты 1 и 2). Граница раздела в кристаллизаторе жидкость – воздух представлена семейством изотерм красного, зеленого и синего цветов. Расположение осей выходных отверстий стакана под углом к широким стенкам кристаллизатора может приводить к неравномерности распределения скорости и температур жидкости в пристеночных слоях кристаллизатора (рис. 3). При уменьшении ($\gamma < 2^\circ$) угла установки оси выходных отверстий модели стакана с широкой стенкой кристаллизатора ухудшается перемешивание жидкости в горизонтальной плоскости модели. При увеличении угла ($\gamma > 10^\circ$) возможно размывание (на практике) корочки стальной заготовки, что увеличивает степень ее разнотолщинности по периметру кристаллизатора. При этом

температурное поле развивается одновременно на двух широких стенках модели кристаллизатора.

При ламинарном течении жидкости относительно стенки теплообмен описывается критериальным выражением [4]

$$\overline{Nu} = 0,664 Re^{0,5} Pr^{0,33} \left(\frac{Pr}{Pr_c} \right)^{0,225}.$$

После подстановки в приведенное выражение исходных данных получаем на модели $Re_m = 983$, $\overline{Nu}_m = 26,03$ и $\alpha = 171,5$ Вт/(м²·К). Из условия $Nu_m = Nu_n$ получаем при разливке стали $\alpha_n = 1041$ Вт/(м²·К). Из выражения $\alpha_n = 41\,519 \cdot \omega_n^{0,8}$ [6] скорость расплава ω в натуральных условиях составляет 0,01 м/с.

Время τ_n процесса в натуральных условиях разливки стали определим из условия равенства чисел Фурье: $Fo_m = Fo_n$.

При $\tau_m = 300$ с получаем на модели $Fo_m = 4,83 \cdot 10^{-3}$. Таким образом, после подстановки исходных данных получаем при разливке стали $\tau_n = 511$ с.

Выводы. Предложена установка для моделирования тепловых процессов в кристаллизаторе, получены фотоматериалы динамики развития теплового процесса кристаллизатора в виде изотерм. Определен тип термоиндикатора, на его основе изготовлен жидкокристаллический детектор многоцветного применения. Отработана методика моделирования теплообмена в кристаллизаторе с применением термотропных жидких кристаллов. Установлены значения скорости расплава и время заполнения, обеспечивающие в кристаллизаторе подобие процессов теплообмена на модели и в натуральных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Моделирование современных процессов внепечной обработки и непрерывной разливки стали / О.Б. Исаев, Е.А. Чичкарёв, В.В. Кислица и др. – М.: Металлургиздат, 2008. – 375 с.
2. Стулов В.В., Горнаков А.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 12 – 15.
3. Стулов В.В., Одинокоев В.И., Оглоблин Г.В. Физическое моделирование процессов при получении литой деформированной заготовки. – Владивосток: Дальнаука, 2009. – 175 с.
4. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник / Е.В. Аметистов, В.А. Григорьев, Б.Т. Емцев и др. – М.: Энергоиздат, 1982. – 512 с.
5. Зиновьев В.Б. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справ. изд. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
6. Михневич Ю.Ф. Непрерывная разливка стали. – М.: Металлургия, 1990. – 296 с.

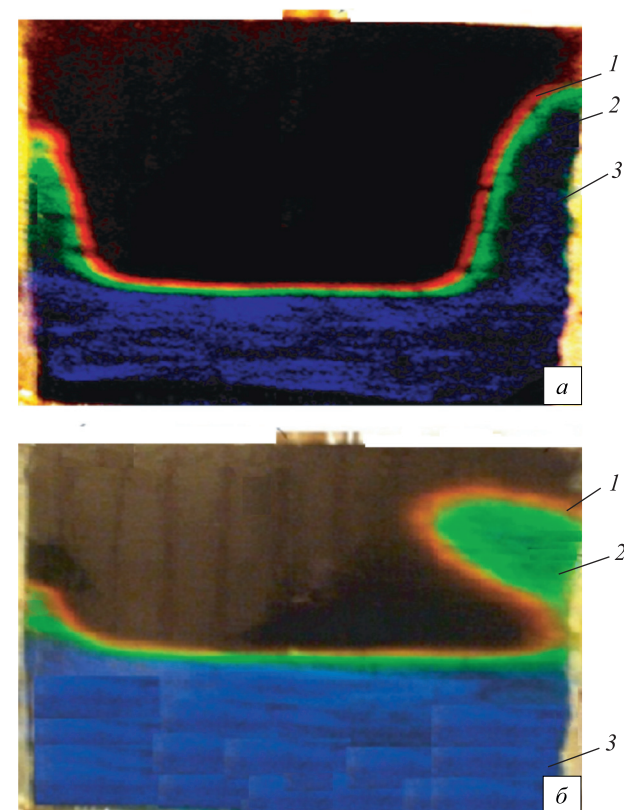


Рис. 3. Картины температурных полей в модели кристаллизатора при заливке жидкости по вариантам 1 и 2 (а и б): 1 – изотерма 27 °С; 2 – изотерма 30 °С; 3 – изотерма 33 °С

© 2012 г. Г.В. Оглоблин, В.В. Стулов
Поступила 18 января 2012 г.

Г.Н. Гурьянов, В.Н. Ярёмченко

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ОЦЕНКА НЕРАВНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРОВОЛОЧНОЙ ЗАГОТОВКИ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ

Неоднородность физико-механических свойств в поперечном сечении холодноотянутой проволоки может быть вызвана многими технологическими факторами волочильного производства и особым характером пластического формоизменения металла в рабочем конусе волоки [1 – 3].

В настоящей работе показано влияние неоднородных свойств проволоки на ее показатели качества, приведены известные и предлагаемые методики оценки неравномерности деформации проволочной заготовки.

Рост диаметра заготовки увеличивает разницу свойств ее центральных и поверхностных слоев после термической обработки. Перед волочением заготовка может подвергаться химическому или электрохимическому травлению. В процессе травления и нанесения гальванических покрытий происходит наводороживание основного металла. Наибольшее содержание водорода наблюдается в поверхностных слоях заготовки. Проведение термической обработки с целью удаления водорода не всегда приводит к полному восстановлению физико-механических свойств¹ [4, 5]. Сами же катанка и передельная заготовка из углеродистых сталей могут иметь повышенную толщину обезуглероженного слоя, что существенно влияет на различие механических свойств поверхностного слоя и основного металла. Последующая пластическая деформация заготовки с неоднородными по сечению свойствами усиливает полойную анизотропию.

При волочении тонкие металлические и неметаллические покрытия, технологические смазки также могут влиять на свойства поверхностных слоев заготовки. В одних случаях они блокируют при деформации свободный выход дислокаций на поверхность заготовки, в других – способствуют этому выходу. В первом случае наблюдается повышенное упрочнение поверхностных слоев, а во втором – их разупрочнение, пластифицирование, что благоприятно влияет на деформируемость заготовки (см. сноску 1).

Сама механика течения металла в очаге деформации при волочении вызывает разную степень деформации и деформационного упрочнения слоев металла в поперечном сечении [1]. Увеличение суммарной вытяжки и

числа проходов волочения усиливает неоднородность прочностных свойств из-за большей величины сдвиговой деформации поверхностных слоев. Однако непрерывного роста неоднородности от одного прохода волочения к последующему не происходит. С повышением числа проходов усиливается действие эффекта Баушингера на снижение интенсивности упрочнения поверхностных слоев, испытывающих деформацию знакопеременного сдвига [6]. Кроме того, после трех – пяти проходов поперечное сечение не является однородным по прочностным свойствам, а представляет множество кольцевых элементов со своим усредненным пределом текучести [7]. Деформация такого тела вызывает дополнительные напряжения, которые стремятся выровнять величину деформации отдельных его слоев. Это приводит к повышению однородности физико-механических свойств в поперечном сечении. В результате при определенных значениях суммарной деформации проволоки формируются наиболее неоднородная структура и высокий уровень остаточных напряжений. Например, в работе [8] отмечено, что при суммарных степенях деформации $Q = 40 - 50$ % углеродистой проволоки в ней возникают остаточные напряжения порядка 75 % от предела текучести. У такой проволоки наблюдали несколько меньший уровень усталостной и коррозионной стойкости, чем у проволоки с деформацией $Q = 75 - 90$ %.

При испытании проволочных образцов диам. 1,8 мм из стали 10X17H13M3T с $Q = 66$ % обнаружена пониженная стойкость к сульфидному растрескиванию в водном 3 %-ном растворе NaCl ($pH = 5 - 6$), насыщенном сероводородом [9, 10]. При напряжении растяжения испытываемых образцов $\sigma_p = 0,9\sigma_{s0}$ время до разрушения в среднем составило 360 ч. При других степенях деформации образцы начинали разрушаться после выдержки 1000 ч. Проведение отпуска образцов при температуре 400 °С в течение часа повысило коррозионную стойкость. Образцы проволоки из стали 12X18H10T при $Q = 66$ % и указанных условиях испытания разрушились в течение 144 ч, а после проведения отпуска при 400 °С время до разрушения увеличилось в два раза. Стойкость холодноотянутых образцов с другой степенью деформации находилась в интервале 200 – 300 ч. Увеличение стойкости к сероводородному растрескиванию проволоки после проведения отпуска вызвано снижением внутренних напряжений [10].

¹ Гурьянов Г.Н. Разработка и внедрение на основе исследования деформируемости металла и режима гидродинамического трения технологии волочения коррозионно-стойкой проволоки: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Свердловск, 1986. – 22 с.

Неравномерность деформации в поперечном сечении вызывает различие свойств проволоки в радиальном направлении, которое можно установить экспериментальным путем, например, по замеру микротвердости в поперечном сечении проволоки [2, 11] и электрического сопротивления [12]. Однако при этом необходимо учитывать зависимость прочности, твердости и других свойств не только от степени деформации, но и от напряженного состояния и температуры при волочении. Особенно это касается волочения метастабильных легированных сталей и сплавов, проволоки из углеродистой стали с повышенным содержанием углерода. Например (см. сноску 1), более высокая температура поверхностных слоев снижает интенсивность превращения аустенита в мартенсит деформации при волочении сталей типа 12X18H10T, 08X18H9, X18H8T и т.п. В результате в поверхностных слоях содержится меньшее количество мартенсита, у которого более высокая твердость и прочность, чем у аустенита. По этой причине твердость центральных слоев будет выше при их меньшей суммарной деформации. В других случаях, например при волочении углеродистой проволоки, более высокая температура поверхностных слоев интенсифицирует деформационное старение и повышение прочности стали. Поэтому будут завышены степень деформации поверхностных слоев и неравномерность деформации по поперечному сечению, если для их оценки используется замер микротвердости.

Степень деформации сдвига частиц, движущихся по различным траекториям в очаге пластического формоизменения, определяется как [14]

$$\Lambda = \int_0^{\tau} H(\tau) d\tau,$$

где $H(\tau)$ – интенсивность скоростей деформации сдвига.

Для осесимметричного деформированного состояния обрабатываемого материала имеем [13]

$$H = \sqrt{2/3} \sqrt{(\xi_{rr} - \xi_{\varphi\varphi})^2 + (\xi_{\varphi\varphi} - \xi_{zz})^2 + (\xi_{zz} - \xi_{rr})^2} + 3/2 \xi_{rz}^2,$$

где ξ_{zz} , ξ_{rr} , $\xi_{\varphi\varphi}$, ξ_{rz} – компоненты тензора скоростей деформации.

На рис. 1 показана схема волочения круглой заготовки. Линии тока в очаге деформации приняты прямолинейными. При таком поле линий тока обеспечивается выполнение гипотезы плоских сечений, принимаемой при выводе инженерных формул для расчета прироста осевого напряжения в рабочем конусе волюки. За очагом деформации линии тока параллельны оси проволоки. Выбранные линии тока имеют переломы в плоскостях входа и выхода рабочего конуса, где частицы получают конечную степень деформации [13]:

$$\Lambda_{rp,1} = \operatorname{tg} \alpha \frac{r'_0}{r_0}; \quad \Lambda_{rp,2} = \operatorname{tg} \alpha \frac{r'_k}{r_k}. \quad (1)$$

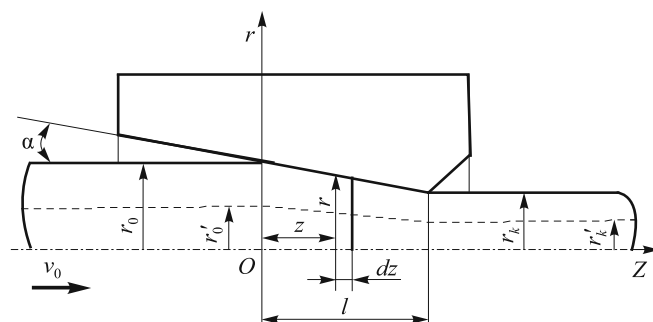


Рис. 1. Схема волочения проволоки:
 r_0 , r'_0 , r_k , r'_k – соответственно радиусы заготовки и рассматриваемой траектории до и после обжатия

В формулах (1) геометрические параметры r'_0 и r'_k изменяются в радиальном направлении от нуля и соответственно до r_0 и r_k . Интенсивность изменения в радиальном направлении степени деформации на входе $\Lambda_{rp,1}$ и выходе $\Lambda_{rp,2}$ очага деформации характеризуют производные по переменным параметрам r'_0 и r'_k :

$$\frac{d\Lambda_{rp,1}}{dr'_0} = \frac{\operatorname{tg} \alpha}{r_0}; \quad \frac{d\Lambda_{rp,2}}{dr'_k} = \frac{\operatorname{tg} \alpha}{r_k} = \frac{\sqrt{\mu} \operatorname{tg} \alpha}{r_0}, \quad (2)$$

которые позволяют оценить неравномерность деформации сдвига на границах раздела жестких и пластической зон в поперечном сечении проволоки. Неравномерность деформации на границах очага деформации ($\Lambda_{rp,1}$ и $\Lambda_{rp,2}$) по сечению проволоки тем больше, чем больше угол α и коэффициент вытяжки (только для $\Lambda_{rp,2}$) и меньше исходный радиус заготовки r_0 . Коэффициент вытяжки за проход волочения в формуле (2) определяется через начальный и конечный радиусы заготовки, т.е. $\mu = r_0^2 / r_k^2$.

В очаге деформации частицы испытывают полную деформацию Λ , вызванную деформацией растяжения-сжатия Λ_1 и сдвиговой деформацией Λ_2 в плоскости rOz [15]:

$$\begin{aligned} \Lambda &= \sqrt{\Lambda_1^2 + \Lambda_2^2}; \\ \Lambda_1 &= 2\sqrt{3} \ln(r_0/r); \\ \Lambda_2 &= 2\operatorname{tg} \alpha \ln(r_0/r)(r'/r). \end{aligned} \quad (3)$$

В формулах (3) текущий наружный радиус проволоки и радиус промежуточного слоя в очаге деформации обозначены соответственно r и r' . В конкретном поперечном сечении параметр r является постоянной величиной, а r' – переменной.

Неравномерность деформации в радиальном направлении от действия сдвиговой деформацией Λ_2 в рабочем конусе волюки можно также оценить первой производной по параметру r' :

$$\frac{d\Lambda_2}{dr'} = \frac{2\operatorname{tg} \alpha \ln(r_0/r)}{r}.$$

Значения производных для $\Lambda_{гр.1}$, $\Lambda_{гр.2}$ и Λ_2 постоянные, т.е. в поперечном сечении с радиусом r постоянна интенсивность изменения этих деформаций в радиальном направлении.

Выясним характер изменения деформации Λ и ее определяющей составляющей Λ_1 вдоль оси волочения. Для этого вычислим значения деформаций Λ_1 , Λ и их первых производных по координате z в поперечном сечении, удаленном на расстоянии z от начала пластического течения металла при разных значениях угла α :

$$\frac{d\Lambda_1}{dz} = \frac{d(2\sqrt{3} \ln(r_0/(r_0 - z \tan \alpha)))}{dz} = \frac{2\sqrt{3} \tan \alpha}{r_0 - z \tan \alpha}; \quad (4)$$

$$\frac{d\Lambda}{dz} = \frac{2\sqrt{3 + \tan^2 \alpha (r'_0/r)^2} \tan \alpha}{r_0 - z \tan \alpha}. \quad (5)$$

На рис. 2 приведены зависимости степени деформации сдвига Λ_1 и Λ , первой производной $d\Lambda/dz$ (5), которая несущественно больше производной $d\Lambda_1/dz$ (4), как сама величина Λ больше определяющей составляющей Λ_1 . Расчет выполнен при исходных диам. 0,2 и 2,0 мм.

При расчете исследуемых параметров для диам. 2,0 мм варьирование координаты z увеличили в 10 раз, чтобы выполнялось геометрическое подобие формы очага деформации для проволоки диам. 0,20 и 2,0 мм. В результате получили равенство значений Λ_1 и Λ и одинаковую форму линий уровня графиков для заготовок диам. 0,2 мм (рис. 2, а, б) и 2,0 мм (рис. 2, з, д). Форма линий уровня для производной $d\Lambda/dz$ также одинакова, а ее значение уменьшилось в 10 раз для диам. 2,0 мм (рис. 2, в, е). Значения полной деформации Λ и ее произ-

водной рассчитаны для поверхностного слоя ($r'_0/r = 1$). Для центрального слоя эти значения несколько меньше.

На рис. 3 даны зависимости значения первой производной Λ при $\alpha = 6^\circ$ и $\alpha = 12^\circ$ для заготовок с исходным диам. 2,0 и 10,0 мм. Увеличение сечения заготовки и уменьшение угла α снижают скорость роста деформации Λ вдоль длины рабочего конуса волоки. Графики рис. 2 и 3 показывают, что скорость изменения величины деформации Λ_1 и Λ вдоль оси волочения больше зависит от исходного диаметра заготовки и угла α , чем от расстояния z .

Графики Λ_1 , Λ и их производных позволяют однозначно определить расположение области интенсивного изменения степени деформации вдоль оси волочения. В первом случае область имеет более высокую плотность линий равного уровня для степени деформации Λ_1 и Λ (рис. 2, а, б, з, д). Во втором случае она определяется по значению линий уровня для производной $d\Lambda/dz$ (рис. 2, в, е).

С уменьшением степени обжатия за проход волочения значительно снижается величина определяющей составляющей полной деформации Λ_1 , которая охватывает все поперечное сечение проволоки. Но при этом не изменяются значения деформации на передней и задней границах очага деформации $\Lambda_{гр.1}$ и $\Lambda_{гр.2}$. В результате значительно возрастет различие степени полной деформации в радиальном направлении.

Оценку неравномерности деформации можно выполнить также через другие характеристики деформированного состояния, например, [11]:

$$\Phi_n = \bar{\epsilon} / \epsilon, \quad (6)$$

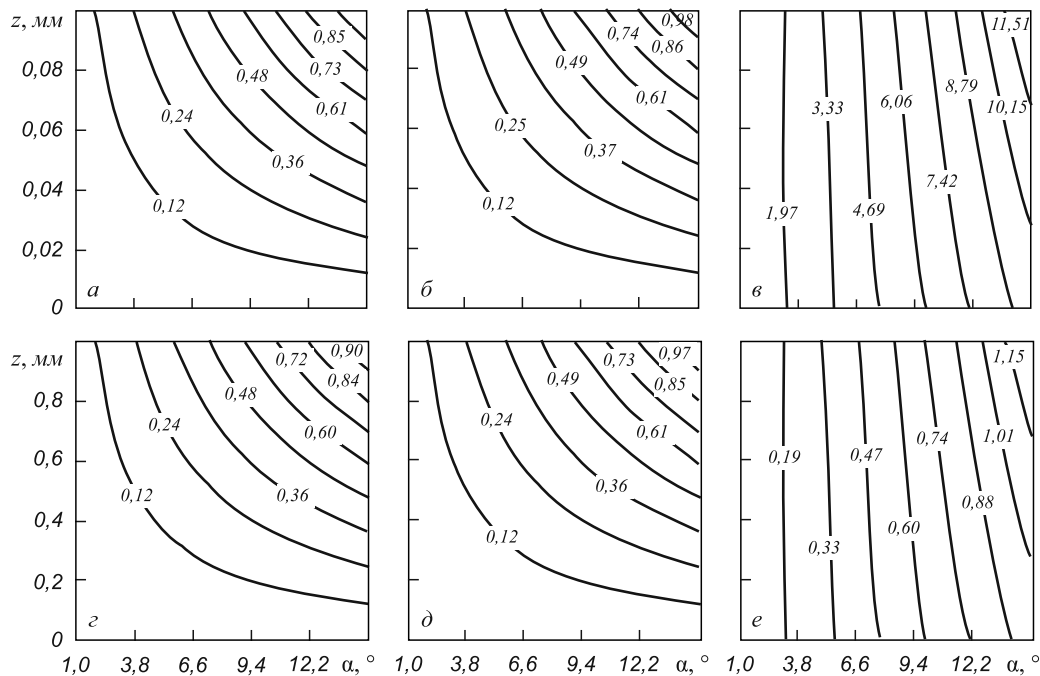


Рис. 2. Линии равного уровня Λ_1 (а, з), Λ (б, д) и производной $d\Lambda/dz$ (в, е) в зависимости от угла α и расстояния z : а, б, в – при диам. 0,20 мм; з, д, е – при диам. 2,0 мм

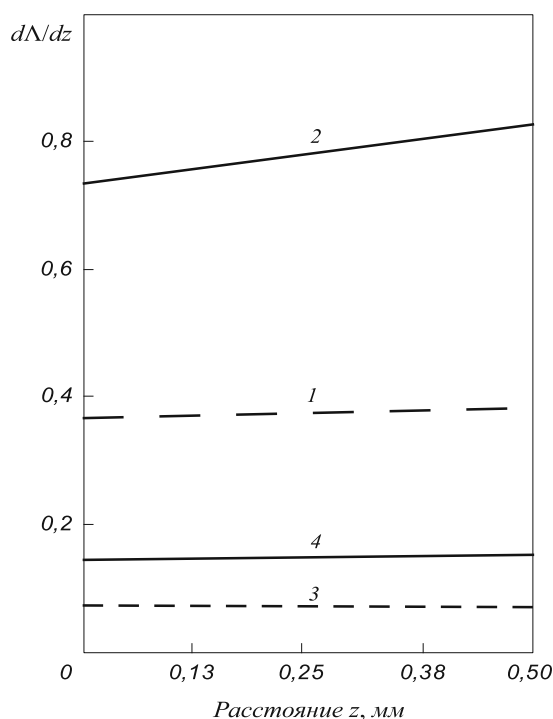


Рис. 3. Величина производной $d\Lambda/dz$ в поперечном сечении заготовки, отстоящем на расстоянии z от передней границы очага деформации:

1, 2 – диам. 2,0 мм; 3, 4 – диам. 10,38 мм;
 --- $\alpha = 6^\circ$; — $\alpha = 12^\circ$

где $\bar{\epsilon}$ – средняя относительная деформация по объему V очага пластической деформации, определяемая из равенства

$$\bar{\epsilon}V = \int_V \epsilon' dV. \quad (7)$$

Интеграл (7) включает значение относительной деформации ϵ' в конкретной точке, малом объеме очага деформации. В формуле (6) деформация $\epsilon = (r_0^2 - r_k^2)/r_0^2$ определяется ее линейными компонентами и не учитывается деформация сдвига металла.

Очевидным является то, что по аналогии с выражением (6) неравномерность деформации можно оценить через степень деформации сдвига: $\Phi_n = \bar{\Lambda}/\Lambda$.

Для теории и практики волочения важно установить характер связи количественных показателей неравномерности деформации с безразмерными геометрическими параметрами очага деформации. Например, в работе [11] построены зависимости показателя Φ_n от параметра Δ :

$$\Delta = \alpha(1 + \sqrt{1 - \epsilon})^2 / \epsilon, \quad (8)$$

где α – угол наклона образующей рабочего конуса волоки в радианах.

Поскольку безразмерный комплекс формы Δ включает две величины α и ϵ , одна из которых, в свою очередь, обусловлена значениями исходного и конечного

диаметров проволоки, то не очевиден его физический смысл. Кроме того, показатель неравномерности Φ_n (6) рассчитывается через деформации ϵ' в элементарных объемах очага пластической деформации. Если значения ϵ' не определены экспериментально, например методом измерения твердости по Виккерсу, то для расчета критерия Φ_n необходимо решить сложную задачу по определению деформированного состояния металла в различных частях объема пластического формоизменения металла. Поэтому проблематично установить зависимость Φ_n от комплекса Δ без проведения экспериментальных исследований.

Пусть методом замера твердости для каждого элементарного объема очага деформации определены значения деформации ϵ_i . Тогда неоднородность распределения деформации в объеме можно оценить дисперсией S^2 , среднеквадратическим отклонением S или коэффициентом вариации v :

$$S^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\epsilon_i - \bar{\epsilon})^2; \quad S = \sqrt{S^2}; \quad v = S/\bar{\epsilon},$$

здесь v – количество элементарных объемов, а точнее площадей поперечного сечения образца, где определено значение микротвердости ϵ_i ; $\bar{\epsilon}$ – среднее значение деформации в очаге пластического течения металла.

Можно строить зависимость численных характеристик неравномерности деформации (например, Φ_n , S^2 , S или v) от других безразмерных комплексов, отражающих геометрию очага деформации, например в виде отношения l/d_{cp} или d_{cp}/l [11], включающего среднюю величину диаметра проволоки в очаге деформации d_{cp} и его длину l . Если же воспользоваться теорией подобия и моделирования, то можно получить критерии

$$\begin{aligned} \bar{\alpha} &= \alpha/\mu = \alpha r_k^2/r_0^2; \\ \bar{\mu} &= \mu/\alpha = r_0^2/(\alpha r_k^2); \\ \bar{\alpha}\bar{\mu} &= 1. \end{aligned} \quad (8)$$

Критерии формы очага деформации – приведенный угол $\bar{\alpha}$ в отношении величины обжатия и приведенная величина обжатия $\bar{\mu}$ – рассчитываются более просто (чем параметры Δ и d_{cp}/l) через независимые параметры очага деформации r_0 , r_k и α , которые определяются непосредственным замером диаметра проволоки до и после деформации и угла рабочего конуса. Критерий $\bar{\alpha}$ – отношение показателей сдвиговой и линейной деформации поверхностного слоя на выходе рабочего конуса волоки – отражает степень неоднородности деформированного состояния за проход волочения. Параметр $\bar{\mu}$ – обратная величина $\bar{\alpha}$ – является мерой однородности деформации частицы поверхностного слоя к моменту выхода ее из волоки. При переменной величине угла α (используется волока с радиальной или сигмоидальной рабочей поверхностью) или при овальной форме поперечного сечения заготовки неравномерность деформации долж-

на ставиться в зависимости и от других безразмерных комплексов, отражающих особенность формы рабочего канала волокна и поперечного сечения заготовки.

Неоднородность прочностных свойств в поперечном сечении, вызванная технологическими факторами производства проволоки или неравномерным распределением деформации в рабочем конусе волокна, может повлиять на стабильность протекания процесса волочения без макроразрушения заготовки. При определенных условиях волочения на выходе волокна может образоваться внеконтактная деформация проволоки [2, 7, 14]. Если представить проволоку в виде многослойного тела, то в месте локализации внеконтактной деформации осевое и радиальное напряжения и показатель напряженного состояния k_σ составят [7]:

$$\begin{aligned}\sigma_{zi} &= \sigma_{si} \left(1 + \frac{a_i^2 - r^2}{2Ra} \right) + \sum_{i=1}^{n-1} \sigma_{si-1} \left(\frac{a_{i-1}^2 - a_i^2}{2Ra} \right); \\ \sigma_{ri} &= \sigma_{si} \left(\frac{a_i^2 - r^2}{2Ra} \right) + \sum_{i=1}^{n-1} \sigma_{si-1} \left(\frac{a_{i-1}^2 - a_i^2}{2Ra} \right); \\ k_{\sigma i} &= \frac{1}{\sqrt{3}} + \sqrt{3} \left(\frac{a_i^2 - r^2}{2Ra} \right) + \frac{\sqrt{3}}{\sigma_{si}} \sum_{i=1}^{n-1} \sigma_{si-1} \left(\frac{a_{i-1}^2 - a_i^2}{2Ra} \right),\end{aligned}$$

где σ_{si} – предел текучести i -го элемента; σ_{si-1} – предел текучести $(i-1)$ -го элемента, находящегося ближе к свободной поверхности образца; a_i и a_{i+1} – соответственно наружный и внутренний радиусы i -го элемента; R – радиус кривизны профиля шейки образца в продольном осевом сечении; a – радиус поперечного сечения шейки в самом тонком месте ($a = a_1$); i – номер границы i -го элемента со стороны свободной поверхности, или номер i -го элемента образца; r – радиус слоя металла в рассматриваемом i -ом элементе; $a_{i+1} \leq r \leq a_i$; k_σ – показатель напряженного состояния, определенный по В.Л. Колмогорову [15].

Анализ приведенных уравнений показывает, что для центральных слоев создается неблагоприятная схема напряженного состояния, которая способствует их разрушению. Чем выше уровень прочностных свойств поверхностных слоев в сравнении с центральными и больше диаметр протягиваемой проволоки, тем выше вероятность разрушения центральных слоев и в целом проволоки.

Следует отметить, что традиционные методы расчета напряжений волочения по усредненному пределу текучести в очаге деформации (инженерный метод, методы линий скольжения и работ) дают приближенную оценку напряженного состояния. Поэтому для строгого расчета напряжений в очаге пластического формоизменения композитной проволоки, какой является и проволока с послойным различием физико-механических свойств, целесообразно использовать вариационные принципы определения напряженно-деформированного состояния [15].

Выводы. Предложено степень неравномерности деформации в радиальном и осевом направлениях оценивать значением первой производной степени деформации сдвига по соответствующей координате. Прирост деформации в осевом направлении увеличивается с ростом угла рабочего конуса волокна и уменьшением исходного диаметра заготовки. С уменьшением обжатия увеличивается доля сдвиговой деформации на границах рабочей зоны волокна в общей деформации заготовки за проход волочения. Это приводит к сопоставимости значений сдвиговой деформации поверхностных слоев и средней деформации в поперечном сечении проволоки и усилению неравномерности деформации в поперечном сечении. В случае образования внеконтактной деформации послойное различие прочностных свойств, вызванное деформационным упрочнением, усиливает вероятность разрушения проволоки вследствие образования жесткой схемы напряженного состояния в центральных слоях обрабатываемого металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1947. – 532 с.
2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. – М.: Металлургия, 1971. – 447 с.
3. Изготовление высококачественных метизов (научный и практический опыт Белорецкого металлургического комбината) / Кулеша В.А., Клековкина Н.А., Белалов Х.Н. и др. – Белорецк: изд. Белорецкого гос. ун-та, 1999. – 328 с.
4. Гурьянов Г.Н., Салтук В.Н., Смирнов С.В., Терских С.А. // Сталь. 2008. № 3. С. 66, 67.
5. Гурьянов Г.Н., Колмогоров В.Л., Гладышев В.Ф. // Физ.-хим. механика материалов. АН УССР. Научная думка. 1989. № 1. С. 74 – 77.
6. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
7. Гурьянов Г.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 3. С. 13 – 16.
8. Семавина А.Н., Гаврилюк В.Г., Терских С.А. и др. // Физ.-хим. механика материалов. АН УССР. Научная думка. 1979. № 2. С. 36 – 40.
9. Процев И.М., Гурьянов Г.Н., Иванов В.П. и др. // Физ.-хим. механика материалов. АН УССР. Научная думка. 1985. № 5. С. 96 – 99.
10. Разработка и освоение производства проволоки, канатов и кабелей, предназначенных для работ в средах, содержащих до 25% сероводорода / Иванов В.П., Гурьянов Г.Н., Белалов Х.Н. и др. – Магнитогорск: ВНИИметиз, 1985. № Г.Р. 01850018374. – 43 с.
11. Бэкофен В. Процессы деформации / Пер с англ. В.С. Берковского, Ф.И. Рузанова. – М.: Металлургия, 1977. – 288 с.
12. Герасимов В.Я., Третьяков А.П. // Сталь. 2003. № 3. С. 53, 54.
13. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. – М.: Металлургия, 1970. – 229 с.
14. Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. – Магнитогорск: изд. ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. – 358 с.
15. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: Учебник для вузов, 2-е изд. перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ – УПИ, 2001. – 836 с.

УДК 621.73

В.Н. Перетяцько¹, С.А. Вахман², М.В. Филиппова¹, А.Б. Юрьев³

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² ООО «Новокузнецкий металлопрокатный завод»

³ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОТЯЖКИ ЗАГОТОВОК ДЛЯ КОВКИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Исследованиями [1, 2] установлено, что большинство механических свойств стали с литой структурой обычно ниже чем ковальной, так как литые слитки обладают значительной неоднородностью и пониженными пластическими свойствами. В связи с этим важным этапом в технологии изготовления деталей машиностроения является ковка, с помощью которой получают нужную форму поковки, а также исправляют недостатки литых слитков. При горячей деформации литой металл преобразуется в кованный, что благоприятно сказывается на его качестве.

Для выяснения причин неравномерной деформации поковки по всему поперечному сечению, а также их осевой зоны необходимо изучение распределения интенсивности деформации металла по всему поперечному сечению поковки. В основном эти исследования проводятся для одностадийного обжатия заготовки в бойках различной формы, исследования двухстадийного обжатия, выполненные с помощью компьютерного моделирования, в литературе отсутствуют.

В кузнечно-прессовом цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» при изготовлении поволоков прокатных валков применяется свободная ковка на гидравлических прессах с использованием комбинированных бойков. Масса слитка 7 т. После биллетеровки получается заготовка диам. 850 мм. Из слитка куют два вала.

Рассмотрим результаты моделирования одностадийной и двухстадийной деформации круглой заготовки в комбинированных бойках. Компьютерное моделирование позволяет изучить распределение деформации по сечению деформируемой модели, величину деформации и степень обжатия, необходимую для преобразования литой структуры металла в деформированную.

Компьютерное моделирование проводили с использованием метода конечных элементов. В качестве модели использовали цилиндрическую заготовку диам. 850 мм из стали марки 50. Так как в кузнечных цехах на гидравлических прессах наиболее часто используются комбинированные бойки с углом выреза нижнего бойка 120°, считающегося наиболее универсальным для комбинированных бойков, то в данном исследовании использовались такие бойки. Условия моделирования: температура нагрева заготовки 1220 °С, ковка осуществлялась на гидравлическом прессе, обжа-

тия проводились без учета коэффициента трения между заготовкой и бойками.

При исследовании деформированного состояния тела разными авторами предлагаются различные способы определения степени деформации [1], степени обжатия [3] и относительного обжатия [4]. В настоящем исследовании для обозначения общего формоизменения деформируемого тела будет использоваться термин степень обжатия:

$$\varepsilon = \frac{H_1 - H_2}{H_1} \cdot 100 \%,$$

где H_1 и H_2 – расстояние между бойками соответственно до и после обжатия модели, мм.

На практике при первой протяжке заготовки изменяют степени обжатия от 7 до 32 %, поэтому в настоящем исследовании на первой стадии была выбрана средняя величина степени обжатия $\varepsilon = 14 \%$, что обусловлено ее реальной величиной, применяемой в кузнечно-прессовом цехе при обжатии заготовок указанного диаметра. Форма заготовки, получаемая в результате этого обжатия, пригодна для дальнейшей протяжки, так как хорошо устанавливается в комбинированных бойках после кантовки. Исходя из тех же положений для второй стадии обжатия заготовки приняли $\varepsilon = 11,0 \%$.

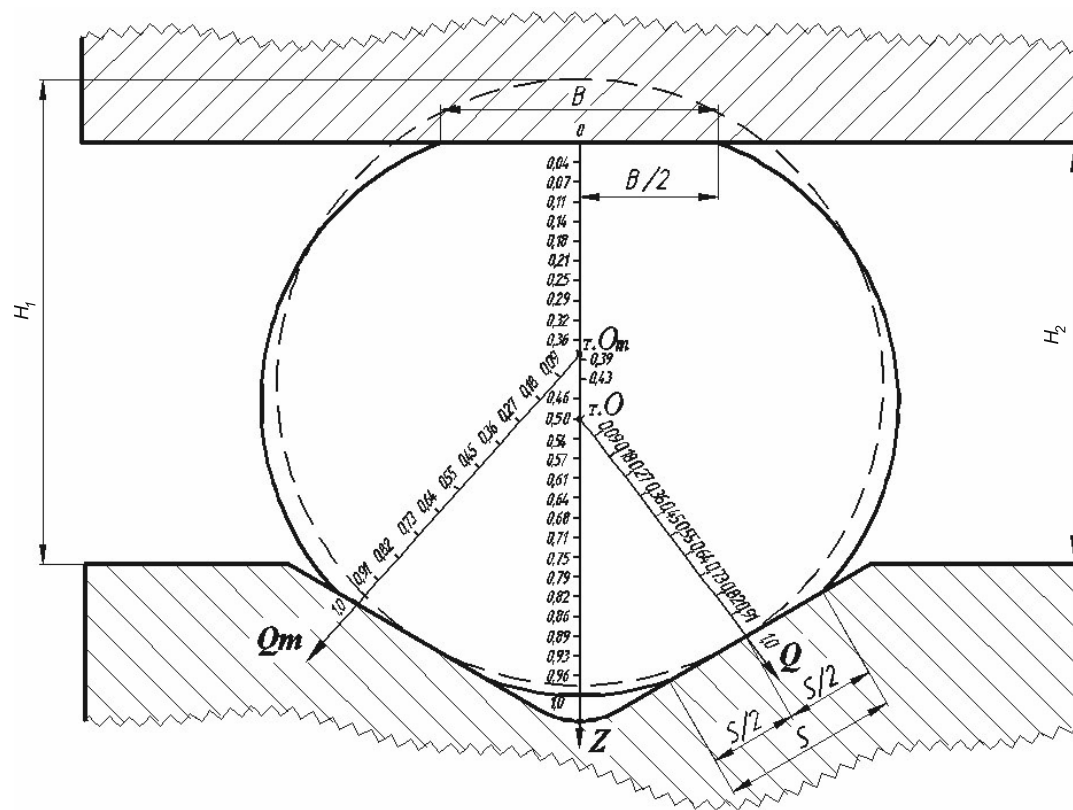
Интенсивность деформаций ε_i определяли по зависимости

$$\varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2},$$

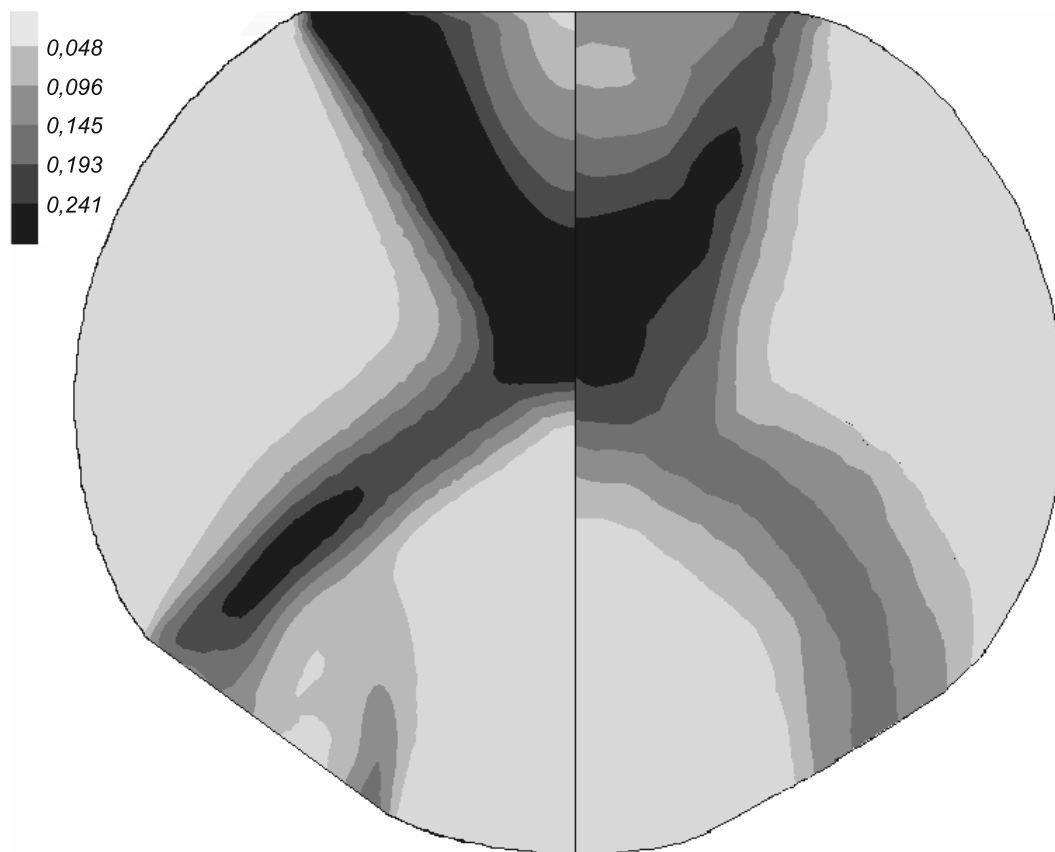
где ε_1 и ε_2 – главные компоненты деформации.

На рис. 1, б (левая сторона) приведено распределение полей интенсивности деформаций ε_i по сечению модели при компьютерном моделировании одностадийного деформирования заготовки в комбинированных бойках с $\varepsilon = 14 \%$. В верхнем левом углу рис. 1, б представлена масштабная линейка, по которой можно определить величину интенсивности деформаций осажженной заготовки.

Как видно из этого рисунка, у модели имеются характерные зоны интенсивной деформации (черный цвет) и зоны затрудненной деформации (белый цвет). Последние при $\varepsilon = 14 \%$ имеют значения ε_i от нуля



a



б

Рис. 1. Одностадийное деформирование:

a – схема замеров интенсивности деформаций вдоль осей Z , Q , Q_m ; б – поля интенсивности деформаций по сечению заготовки

до 0,05. Зона с максимальными значениями интенсивности деформаций $\varepsilon_i = 0,24 \div 0,44$ имеет *V*-образную форму и располагается от краев плоского бойка до центральной части модели. При этом максимальные значения $\varepsilon_i \approx 0,44$ располагаются в осевой зоне, что говорит об ее интенсивной проработке. Две другие зоны интенсивной деформации модели распределяются от ее центра в направлении выреза бойка, в них присутствует пластическая деформация, которая распространяется от места соприкосновения модели с нижним бойком до ее осевой зоны.

По результатам компьютерного моделирования построены графики распределения интенсивности деформаций в направлении различных осей модели.

Измерения численных значений интенсивности деформаций осуществляли по схеме, представленной на рис. 1, а, откуда видно, что измерения проводятся в направлениях осей Z , Q и Q_m . Ось Z – это вертикальная ось, в направлении которой движется верхний боек, также она является осью симметрии для модели. Ось Q – это ось, которая всегда берет свое геометрическое начало в точке O (точка O – плавающая в зависимости от степени обжатия заготовки, она является серединой высоты модели и всегда совпадает с точкой $Z = 0,5$), направлена ось Q в сторону нижнего бойка и пересекает его в точке, являющейся серединой поверхности S (поверхности соприкосновения обжатой заготовки с нижним вырезным бойком). Ось Q_m – это ось, которая берет свое начало в точке O_m и направлена в сторону рабочей плоскости нижнего вырезного бойка, где сосредоточены максимальные значения интенсивности деформаций в

модели. Цифрами на рис. 1, а обозначены точки, в которых проводили измерения значений интенсивности деформаций.

На рис. 2, а показан график распределения интенсивности деформаций вдоль оси Z при одностадийном деформировании модели с $\varepsilon = 14\%$. Видно, что кривая распределения ε_i имеет неоднородный пикообразный вид на расстоянии от $Z = 0$ до $Z = 0,57$. На этом участке значения ε_i начинают увеличиваться в точке O и возрастают до максимального значения $\varepsilon_i = 0,43$, которое находится на расстоянии $Z = 0,39$. После этого значения ε_i уменьшаются до нуля на расстоянии $Z = 0,57$ и остаются на этом уровне до $Z = 1,00$.

На рис. 2, б показаны графики распределения интенсивности деформаций вдоль наклонных осей Q и Q_m при одностадийном деформировании модели. Видно, что кривая распределения ε_i вдоль оси Q берет свое начало в точке O , где имеет свое максимальное значение $\varepsilon_i = 0,14$, затем резко падает до $\varepsilon_i = 0,03$ в точке $Q = 0,18$, после чего уменьшается плавно до минимальной величины $\varepsilon_i = 0,01$ в точке $Q = 0,45$. После этой точки значения ε_i начинают увеличиваться по волнообразной кривой до $\varepsilon_i = 0,06$ в точке $Q = 1,00$. Таким образом, видно, что по мере удаления от поверхности вырезного бойка в глубь заготовки значения ε_i уменьшаются от больших к меньшим до точки $Q = 0,45$, после которой вновь начинается рост значений ε_i до максимальных. Это вызвано деформацией модели под действием верхнего плоского бойка.

Для получения более полной информации о деформации по сечению модели дополнительно проводили измерения параметра ε_i вдоль оси Q_m . На рис. 2, б при компьютерном моделировании кривая распределения ε_i вдоль наклонной оси Q_m имеет волнообразный вид. Максимальные значения ε_i локализуются вблизи точки O , и по мере движения вдоль оси Q_m , от точки $Q_m = 0$ к $Q_m = 1$, они сначала уменьшаются до $\varepsilon_i = 0,20$ в точке $Q_m = 0,27$, а затем плавно увеличиваются до $\varepsilon_i = 0,26$ в точке $Q_m = 0,73$, после чего вновь уменьшаются до $\varepsilon_i = 0,15$ в точке $Q = 1$. Резкие изменения в виде волны вдоль оси Q_m говорят о том, что деформация на данном участке модели не однородная.

Заготовку после первого обжатия кантовали на 180° и деформировали повторно со степенью обжатия $\varepsilon = 11,0\%$ в комбинированных бойках. Распределение полей интенсивности деформаций по сечению заготовки после двух обжатий с промежуточной кантовкой, полученные с помощью компьютерного моделирования, приведены на рис. 3, б (левая сторона). Видно, что поля интенсивности деформаций ε_i по сечению модели неоднородны, поля с наибольшим значением ε_i от 0,26 и выше, локализуются в центре модели и имеют *V*-образный вид. По диагоналям от центра модели в направлении верхнего и нижнего бойков поля наиболее интенсивной деформаций лучами направляются к краям модели, которые соприкасаются с вырезом нижне-

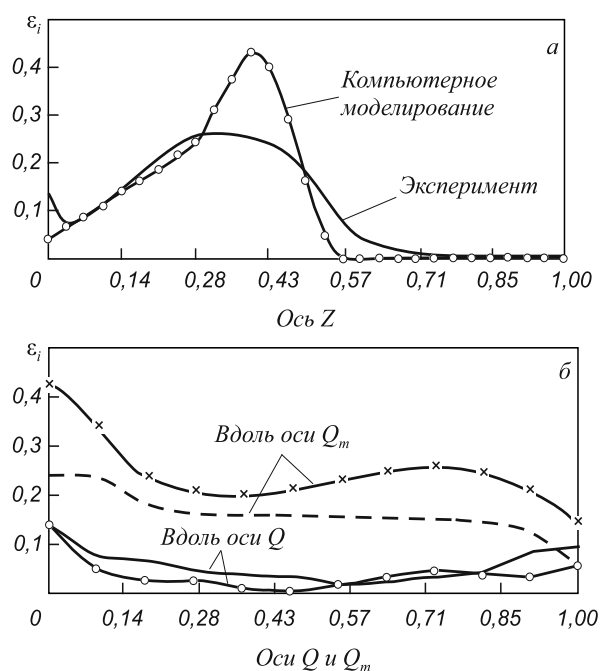
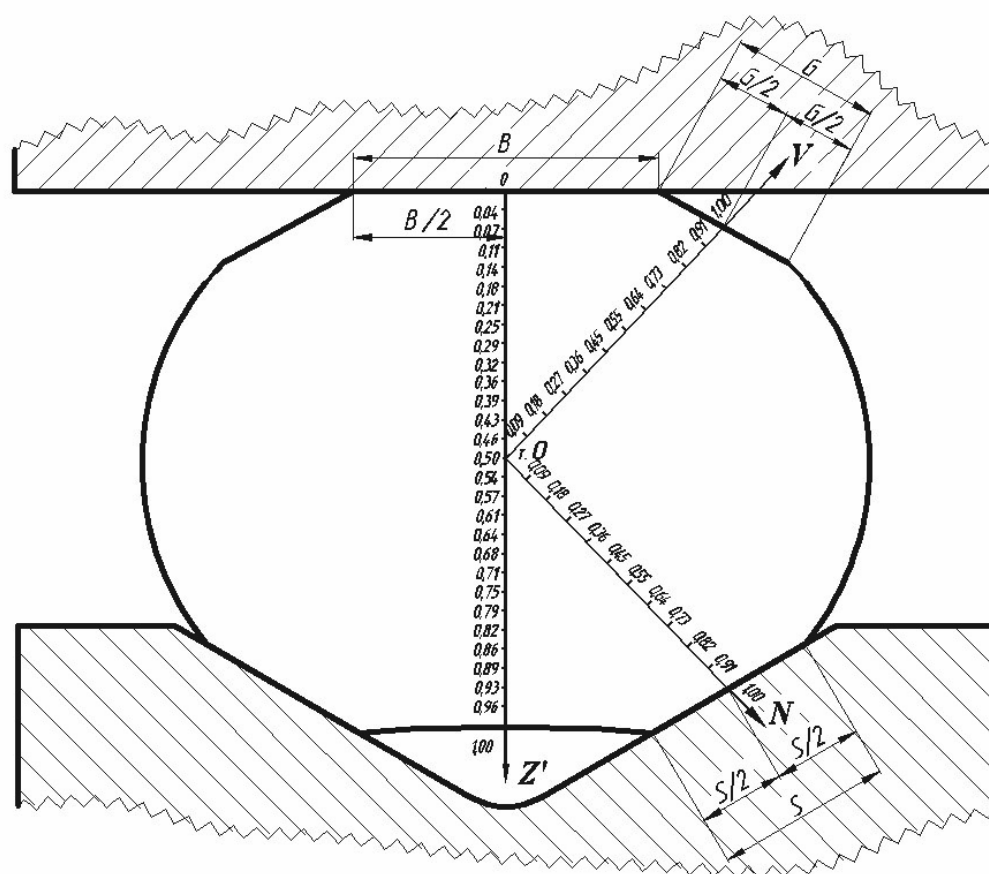
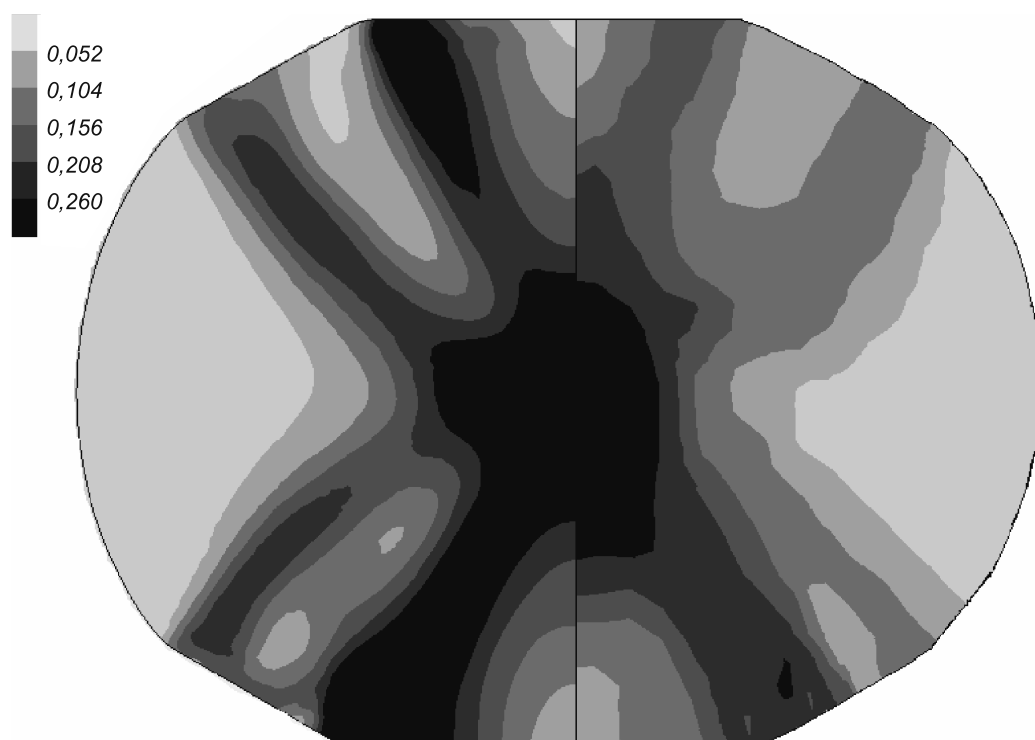


Рис. 2. Распределение интенсивности деформаций по оси Z (а) и по осям Q и Q_m (б) при одностадийном деформировании:
— и --- при экспериментальном моделировании;
—x— и —o— при компьютерном моделировании

 a 

6

Рис. 3. Двухстадийное деформирование:

a – схема замеров интенсивности деформаций вдоль осей Z' , V , N ; b – поля интенсивности деформаций по сечению заготовки

го бойка. При этом к нижнему краю распространяется поле с максимальными значениями ε_i , а к верхнему краю модели, касающегося бойка, распространяется поле со средними значениями $\varepsilon_i = 0,16 \div 0,21$, в которых выделяются поля со значениями $\varepsilon_i = 0,21 \div 0,26$. Можно сказать, что в верхней части модели наблюдается такая же схема деформации, как и в нижней, однако в верхней поля со значениями $\varepsilon_i = 0,16 \div 0,21$, отходящие от центра модели, по своей площади приблизительно в три раза меньше аналогичных полей в нижней части модели, а эти же по величине поля, распространяющиеся к другому краю модели, в полтора раза больше аналогичных полей, распространяющихся в нижней части модели.

Зоны затрудненной деформации при $\varepsilon = 14,0\%$ имеют значения $\varepsilon_i = 0 \div 0,05$ и по своей площади занимают одну треть всех полей. Из представленных полей ε_i видно, что для получения однородной деформации по сечению модели необходимо увеличить степень обжатия, что в данном случае невозможно, поскольку будет иметь место отклонение от требуемого диаметра поковки и увеличение поперечных размеров последней, что может повлечь ее искривление вдоль продольной оси модели.

Измерения численных значений интенсивности деформаций по сечению модели, подвергнутой двухстадийному деформированию, проводили по схеме, представленной на рис. 3, а. Измерения осуществляли в направлениях осей Z' , V и N . Ось Z' – это вертикальная ось, в направлении которой движется верхний боек, она также является осью симметрии для модели. Ось V – это ось, которая берет свое геометрическое начало в точке O (точка O выбирается таким же образом, как и при одностадийном деформировании), направлена она в сторону верхнего бойка и пересекает наклонную поверхность заготовки в середине поверхности G , образованной у заготовки при первом одностадийном обжатии. Ось N – это ось, которая так же, как и ось V , берет свое геометрическое начало в точке O и направлена в сторону нижнего бойка, пересекает его в точке, являющейся серединой поверхности S (поверхности соприкосновения обжатой заготовки с нижним вырезным бойком). Цифрами на рис. 3, а обозначены точки, в которых проводили измерения интенсивности деформаций.

На рис. 4, а показан график распределения интенсивности деформаций при двухстадийном деформировании модели вдоль оси Z' . Видно, что при компьютерном моделировании кривая распределения ε_i вдоль оси Z' имеет куполообразный вид. Так, вдоль оси Z' на расстоянии от нуля до 0,43 происходит увеличение значений ε_i практически по линейной зависимости. Максимальное значение, достигаемое на этом участке, составляет $\varepsilon_i = 0,45$. Далее кривая показывает уменьшение: $\varepsilon_i = 0,39$ в точке $Z' = 1,00$. При этом кривая имеет волнообразный вид, это говорит о том, что на участке вдоль оси Z' от 0,54 до 0,61 значения ε_i остаются прак-

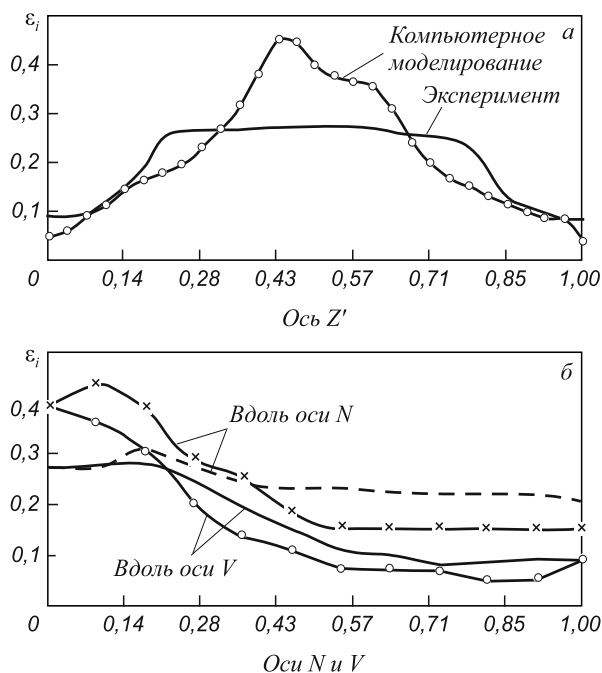


Рис. 4. Распределение интенсивности деформаций по оси Z (а) и по осям V и N (б) при двухстадийном деформировании:
— $\times$ — и $\circ$ — — при компьютерном моделировании;
— и — — при экспериментальном моделировании

тически без изменений с незначительным уменьшением от $\varepsilon_i = 0,37$ до $\varepsilon_i = 0,35$, что обеспечивает однородную деформацию на данном участке.

На рис. 4, б показаны графики распределения интенсивности деформаций при двухстадийном деформировании модели вдоль наклонных осей N и V . Видно, что при компьютерном моделировании в точке O начинается увеличение значений ε_i от 0,39 до максимального 0,44 в точке $N = 0,1$. Этот участок можно охарактеризовать неоднородной деформацией. Затем значения ε_i плавно практически в линейной зависимости уменьшаются до $\varepsilon_i = 0,15$ на расстоянии $N = 0,54$ от точки O и до расстояния $N = 1,00$ остаются почти без изменения на одном уровне, что говорит об однородности деформации на этом участке.

Из графика распределения ε_i вдоль наклонной оси V видно, что при компьютерном моделировании в точке O начинается уменьшение значений ε_i от максимального 0,41, до 0,07 на расстоянии $V = 0,54$ от точки O . Этот участок можно охарактеризовать равномерным снижением деформации. Затем значения ε_i практически не изменяются и остаются на указанном уровне до расстояния $V = 0,91$ от точки O , что говорит об однородности деформации на данном участке, а затем происходит рост значений ε_i до 0,09 в точке $V = 1,00$, что обусловлено локализацией деформации в месте соприкосновения модели с вырезом нижнего бойка.

Для проверки адекватности компьютерного моделирования экспериментально исследовали деформированное состояние свинцовой заготовки при ее плоскодеформированном обжатии в комбинированных

бойках. При этом использовали методику определения интенсивности деформаций по изменению размеров делительной сетки методом И.П. Ренне [5]. Для этого на свинцовую заготовку – диск диам. 85 мм и шириной 20 мм – на внутреннюю сторону наносилась прямоугольная делительная сетка с размерами сторон ячеек 3×3 мм с отклонением не более ±0,04 мм. После этого два диска складывались вместе и обжимались в специальном устройстве, обеспечивающем плоскую деформацию заготовки. Затем искаженная делительная сетка сканировалась и с помощью графического пакета AutoCAD и вычислительного пакета MathCAD выполнялись расчеты интенсивности деформаций по сечению заготовки, построение полей и графиков распределения интенсивности деформаций. Свинцовая заготовка подвергалась одностадийному и двухстадийному деформированию с теми же степенями обжатия, что и при компьютерном моделировании. Поля распределения интенсивности деформаций по сечению свинцовой заготовки представлены на рис. 1, б и 3, б.

Сравнивая левые и правые части этих рисунков, можно отметить, что результаты компьютерного моделирования по распределению интенсивности деформаций при одностадийном и двухстадийном деформировании круглой модели в комбинированных бойках достаточно близко совпадают с результатами экспериментальных исследований. Сравнение опытных данных с результатами компьютерного моделирования показало надежность последнего для решения задач обработки металлов давлением.

Выводы. При одностадийном обжатии поковки прокатных валков со степенью обжатия 14 % де-

формация распространяется на всю высоту поковки. Имеются зоны с низким значением интенсивности деформаций. После кантовки на 90° и повторной деформации с обжатием 11,0 % (двухстадийное деформирование) зоны с повышенной интенсивностью деформаций занимают большую площадь сечения поковки. Однако на боковых участках поковки интенсивность деформаций незначительна. Сравнивая значения интенсивности деформаций по результатам компьютерного и физического моделирования, можно отметить, что компьютерное моделирование адекватно описывает величину интенсивности деформаций при протяжке металла, обеспечивает необходимую точность расчетов и может быть использовано для решения технологических задач обработки металлов давлением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Унксов Е.П. Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением. – М.: Машгиз, 1955. – 230 с.
2. Трубин В.Н., Тарновский И.Я. Ковка крупных поковок: Результаты исследования технологических режимов. – М., Свердловск: Машгиз, 1962. – 224 с.
3. Иванушкин П.Ф., Каргин Б.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 1. С. 96 – 100.
4. Алтыкис А.В., Колосков М.М., Назарян В.А. // Кузнечно-штамповочное производство. 1973. № 8. С. 3 – 8.
5. Ренне И.П. – В сб. трудов Тульского механического института «Технология машиностроения». – Тула: изд. ТМИ, 1966. С. 49 – 54.

© 2012 г. В.Н. Перетягко, С.А. Вахман,
М.В. Филиппова, А.Б. Юрьев
Поступила 1 марта 2012 г.

УДК 621.746.552.669.14 (0.43)

В.П. Антонов, Н.И. Таран, В.Я. Климов, Н.И. Швидков

Сибирский государственный индустриальный университет

РАСЧЕТ КОЛИЧЕСТВА ТВЕРДОЙ ФАЗЫ ПРИ НУЛЕВОЙ ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ

Ю.А. Нехендзи [1] высказал предположение, что нулевую жидкотекучесть стали определяют 20 % твердой фазы в потоке. В более поздних работах им было высказано, что это количество может быть иным, но никто не исследовал зависимость количества твердой фазы ϵ_0 при нулевой жидкотекучести от содержания углерода в стали.

В результате совместного решения уравнений теплового баланса Ньютона и Бернулли, описывающего законы гидравлики при течении жидкости, получено выражение [2] для определения величина ϵ_0 по показаниям спиральной пробы на жидкотекучесть:

$$\epsilon_0 = \frac{(T_1 - T_{\text{л}}) - k(T_2 - T_{\text{л}})}{\left[(T_{\text{л}} - T_{\text{с}}) + (1 + \beta) \left(\frac{\rho}{c} \right) \right] (k - 1)}; \quad (1)$$

$$k = \frac{\tau_1}{\tau_2} = \frac{(1 + 0,0128 L_1)^{3/2} - 1}{(1 + 0,0128 L_2)^{3/2} - 1}, \quad (2)$$

где $T_{\text{л}}$ – температура ликвидуса; $T_{\text{с}}$ – температура солидуса; β – относительная объемная усадка сплава при затвердевании; ρ – теплота кристаллизации сплава; c – удельная теплоемкость жидкого металла; τ_1, τ_2 – расчетное время течения металла по каналу пробы на расстояниях

L_1, L_2 равных жидкотекучести металла, при температурах на входе в канал соответственно T_1, T_2 .

Сталь с содержанием углерода от 0,1 до 1,0 % выплавлялась в 60-кг индукционной печи и заливалась в спиральные пробы, выполненные из песчано-глинистой формовочной смеси. Состав стали после охлаждения проб определялся химическим анализом. С одной плавки заливались две пробы: одна с перегревом примерно на 150 °С, другая – на 50 °С над линией ликвидуса.

Температуру (T_1, T_2) металла перед входом в канал измеряли вольфрам-рениевыми термопарами с незащи-

щенным спаем, показания которых фиксировались осциллографом Н041. Для расчета величины ϵ_0 для стали по уравнению (1) принимали $\beta = 0,05$ (5 %) независимо от содержания углерода [3]; $\rho = 64$ кал/г (268 кДж/кг) [4]; $c = 0,21$ кал/(г·°С) (880 Дж/(кг·К)) [4].

Экспериментальные и расчетные данные для определения количества твердой фазы ϵ_0 , останавливающего поток металла в зависимости от содержания углерода в стали, представлены в таблице.

Проведена математическая обработка экспериментальных данных с использованием пакета прикладных

Экспериментальные и расчетные данные для определения ϵ_0

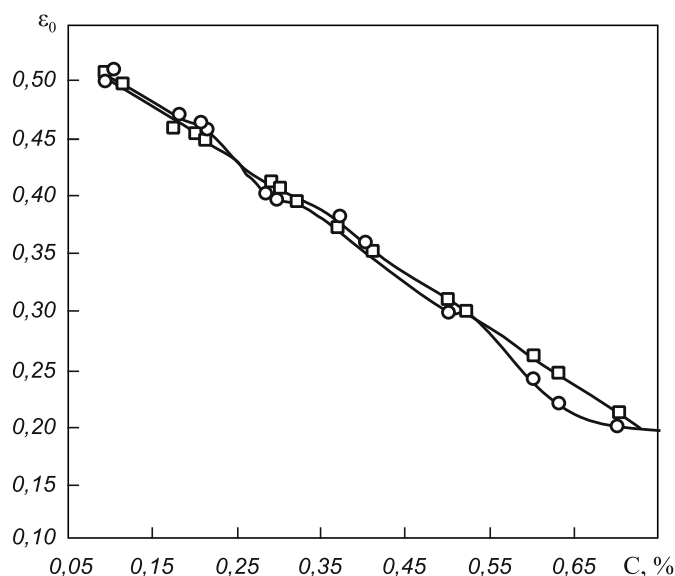
$C, \%$	$T_{\text{зал}}, ^\circ\text{C}$	$\frac{T_1}{T_2}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{л}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{с}}, ^\circ\text{C}$	$\frac{L_1}{L_2}, \text{см}$	$\frac{\tau_1}{\tau_2}, \text{с}$	k	ϵ_0
0,09	$\frac{1680}{1590}$	$\frac{1641}{1553}$	1530	1521	$\frac{68,9}{49,0}$	$\frac{0,998}{0,679}$	1,469	0,50
0,10	$\frac{1680}{1585}$	$\frac{1641}{1548}$	1529	1519	$\frac{69,1}{48,2}$	$\frac{0,999}{0,667}$	1,496	0,51
0,11	$\frac{1675}{1580}$	$\frac{1636}{1543}$	1528	1517	$\frac{68,8}{47,5}$	$\frac{0,996}{0,657}$	1,515	0,50
0,18	$\frac{1670}{1570}$	$\frac{1631}{1534}$	1522	1502	$\frac{67,1}{45,0}$	$\frac{0,969}{0,619}$	1,564	0,47
0,20	$\frac{1675}{1570}$	$\frac{1636}{1534}$	1520	1498	$\frac{66,7}{45,8}$	$\frac{0,962}{0,631}$	1,583	0,46
0,21	$\frac{1670}{1570}$	$\frac{1631}{1534}$	1519	1496	$\frac{65,8}{46,4}$	$\frac{0,948}{0,640}$	1,561	0,46
0,29	$\frac{1665}{1575}$	$\frac{1626}{1538}$	1512	1480	$\frac{63,9}{43,7}$	$\frac{0,916}{0,599}$	1,527	0,40
0,30	$\frac{1660}{1570}$	$\frac{1621}{1534}$	1511	1478	$\frac{62,8}{42,9}$	$\frac{0,899}{0,588}$	1,529	0,40
0,32	$\frac{1665}{1575}$	$\frac{1626}{1538}$	1509	1474	$\frac{61,8}{42,6}$	$\frac{0,883}{0,583}$	1,514	0,40
0,37	$\frac{1650}{1560}$	$\frac{1612}{1524}$	1504	1463	$\frac{60,9}{40,9}$	$\frac{0,867}{0,556}$	1,559	0,38
0,40	$\frac{1655}{1550}$	$\frac{1617}{1514}$	1501	1457	$\frac{59,9}{36,8}$	$\frac{0,851}{0,496}$	1,715	0,36
0,41	$\frac{1660}{1550}$	$\frac{1621}{1514}$	1500	1455	$\frac{58,9}{33,1}$	$\frac{0,835}{0,442}$	1,888	0,35
0,50	$\frac{1650}{1545}$	$\frac{1611}{1509}$	1492	1437	$\frac{56,5}{33,3}$	$\frac{0,797}{0,446}$	1,787	0,30
0,52	$\frac{1650}{1540}$	$\frac{1611}{1504}$	1489	1433	$\frac{54,9}{31,5}$	$\frac{0,771}{0,419}$	1,837	0,30
0,60	$\frac{1645}{1540}$	$\frac{1607}{1504}$	1482	1417	$\frac{50,4}{28,0}$	$\frac{0,701}{0,369}$	1,900	0,24
0,63	$\frac{1630}{1535}$	$\frac{1592}{1499}$	1479	1410	$\frac{49,4}{27,7}$	$\frac{0,687}{0,365}$	1,880	0,22
0,70	$\frac{1630}{1530}$	$\frac{1592}{1494}$	1472	1396	$\frac{45,8}{24,5}$	$\frac{0,631}{0,320}$	1,968	0,20
0,82	$\frac{1610}{1520}$	$\frac{1572}{1484}$	1461	1371	$\frac{43,8}{25,0}$	$\frac{0,601}{0,327}$	1,838	0,20
0,90	$\frac{1605}{1510}$	$\frac{1567}{1475}$	1453	1355	$\frac{42,8}{24,0}$	$\frac{0,586}{0,313}$	1,871	0,20
1,07	$\frac{1590}{1485}$	$\frac{1553}{1450}$	1437	1320	$\frac{42,0}{22,0}$	$\frac{0,580}{0,286}$	2,025	0,20

программ STATGRAPHICS, который является программным продуктом фирмы STSC Inc и позволяет выполнить автоматизированный статистический анализ результатов исследований сложных стохастических (вероятностных) систем. Исследовалось влияние содержания углерода на показатель ε_0 .

В результате проведенного статистического анализа данных (количества твердой фазы от процентного содержания углерода в стали), введенных в программу, были получены две (линейная и экспоненциальная) наиболее близкие математические модели, описывающие зависимость количества твердой фазы ε_0 при нулевой жидкотекучести от содержания углерода в стали. Программа выбрала наиболее лучшую – линейную, которая адекватно и точно описывает эту зависимость, выраженную распечатками программы (см. рисунок). Экспериментальные данные и математические модели зависимости ε_0 от процентного содержания углерода в стали приведены ниже:

C, %	$\varepsilon_{0\text{эксп}}$	$\varepsilon_{0\text{расч (лин)}}$	$\varepsilon_{0\text{расч (эксп)}}$
0,09	0,50	0,5072	0,5341
0,10	0,51	0,5024	0,5264
0,11	0,50	0,4975	0,5189
0,18	0,47	0,4638	0,4689
0,20	0,46	0,4541	0,4555
0,21	0,46	0,4493	0,4490
0,29	0,40	0,4107	0,3999
0,30	0,40	0,4059	0,3942
0,32	0,40	0,3962	0,3829
0,37	0,38	0,3721	0,3562
0,40	0,36	0,3577	0,3411
0,41	0,35	0,3528	0,3362
0,50	0,30	0,3094	0,2952
0,52	0,30	0,2998	0,2868
0,60	0,24	0,2612	0,2554
0,63	0,22	0,2467	0,2446
0,70	0,20	0,2129	0,2210

Примечание. $\varepsilon_0 = 0,550607 - 0,482386C$; $R^2 = 97,94\%$ (линейная модель); коэффициент корреляции равен $-0,989643$; $\varepsilon_0 = \exp(-0,497027 - 1,44634C)$; $R^2 = 96,82\%$ (экспоненциальная модель); коэффициент корреляции равен $-0,984887$.



Зависимость относительного количества твердой фазы ε_0 , останавливающего поток при течении по литниковым каналам, от содержания углерода в стали:
—○— эксперимент; —□— линейная модель

Выводы. Проведенные эксперименты и расчеты показали, что количество твердой фазы при нулевой жидкотекучести стали зависит от содержания в ней углерода и изменяется линейно от $\varepsilon_0 = 0,5$ (50 % твердой фазы в потоке) при 0,1 % C до $\varepsilon_0 = 0,2$ (20 % твердой фазы в потоке) при 0,7 % C и выше.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нехендзи Ю.А. Стальное литье. – М.: Metallurgizdat, 1949. – 707 с.
2. Таран Н.И., Крестьянов В.И., Климов В.Я., Антонов В.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1999. № 12. С. 52 – 61.
3. Закономерности изменения объема и плотности серых чугунов при первичной кристаллизации / А.С. Басин, И.А. Васьков, Я.Л. Колотов, С.В. Станкус. – Новосибирск: АН СССР. Сибирское отделение. Институт теплофизики, 1980. – 50 с.
4. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. – М.: Машиностроение, 1960. – 435 с.

© 2012 г. В.П. Антонов, Н.И. Таран,
В.Я. Климов, Н.И. Швидков
Поступила 12 марта 2012 г.

УДК 621.926.22

А.Г. Никитин, В.И. Люленков, А.В. Витушкин, Н.Д. Калюкина

Сибирский государственный индустриальный университет

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАБОТЫ ЩЕКОВЫХ ДРОБИЛОК С РАЗЛИЧНЫМИ КИНЕМАТИЧЕСКИМИ СХЕМАМИ*

Щековые дробилки применяют для измельчения различных материалов на многих промышленных, в том числе и металлургических, предприятиях. Принцип работы щековой дробилки заключается в следующем. В камеру дробления, имеющую форму трапеции, образованную двумя щеками, одна из которых в большинстве случаев является неподвижной, а другая подвижной, подается подлежащий дроблению материал. Из-за клинообразной формы камеры дробления куски материала располагаются по ее высоте в зависимости от их крупности. Подвижная щека периодически приближается к неподвижной, и при сближении щек (ход сжатия) куски материала дробятся, а при отходе подвижной щеки (холостой ход) куски за счет уменьшения их размера после хода сжатия продвигаются вниз под действием силы тяжести, занимая новое положение, соответствующее их новому размеру, или выходят из камеры дробления, если размер куска стал меньше наиболее узкой части камеры (выходной щели). Затем цикл повторяется.

Характер движения подвижной щеки, обеспечивающий процесс дробления и продвижение раздробленного куска по высоте камеры дробления, зависит от кинематических особенностей механизма привода качания подвижной щеки.

В основу предложенной Б.В. Клушанцевым классификации кинематических схем щековых дробилок положен характер движения подвижной щеки, что позволило разделить их на две основные группы – с простым движением щеки и со сложным [1]. К дробилкам первой группы относятся такие, у которых движение от кривошипа к подвижной щеке передается кинематической цепью. При этом траектории движения точек рабочей поверхности щеки представляют собой или части дуги окружности, или прямые линии [2]. Во время работы такой дробилки (см. поз. *а* рисунка) щека совершает качательное движение, при этом наибольший ход сжатия S_n (горизонтальная составляющая траектории движения какой-либо точки щеки) имеет ее нижняя точка.

Существенным недостатком этих дробилок является малый ход сжатия в верхней части камеры дробления, что приводит к плохому захватыванию подаваемого на дробление материала и, как следствие, нижняя, более активная за счет большего хода сжатия, часть камеры не

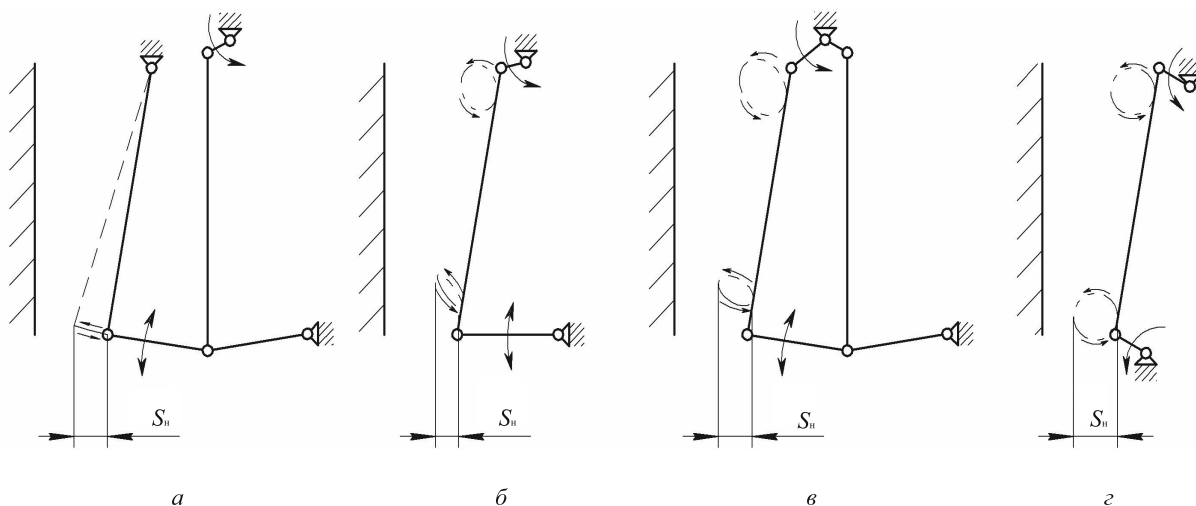
обеспечивается достаточным количеством материала. Таким образом, производительность верхней части камеры дробления значительно меньше, чем нижней. Фактическая производительность щековой дробилки определяется объемом выпадаемого готового продукта из камеры дробления при отходе подвижной щеки (холостом ходе), который у дробилки с простым движением щеки происходит два раза за один оборот кривошипа.

Ко второй группе относятся дробилки, у которых кривошип и подвижная щека образуют единую кинематическую пару. В этом случае траектории движения точек подвижной щеки представляют собой замкнутые кривые, чаще всего эллипсы [3].

В процессе работы такой дробилки (см. поз. *б* рисунка) подвижная щека в верхней части совершает практически круговое движение, обеспечивая тем самым хороший захват и дробление исходного материала. Однако в средней и нижней частях камеры дробления траектория движения точек щеки меняется на эллипсовидную, а в самом низу практически на прямолинейную, что приводит к худшему процессу захвата и дробления материала, расположенного ниже середины камеры дробления, при этом дробимый материал постоянно выталкивается вверх до тех пор, пока он в конце концов, не будет захвачен и раздроблен. Таким образом, у дробилок второй группы производительность нижней части значительно меньше, чем верхней.

В процессе работы дробилки в первой фазе при движении кривошипа из крайнего верхнего положения вниз на угол 90° подвижная щека движется навстречу неподвижной, дробя исходный материал, и вниз, способствуя разгрузке раздробленного материала. Во второй фазе при движении кривошипа в крайнее нижнее положение подвижная щека движется в сторону, противоположную неподвижной щеке, и вниз, при этом происходит форсированный выброс раздробленного материала из камеры дробления за счет движения щеки в сторону разгрузки. В дальнейшем при переходе из нижнего крайнего положения вверх на угол 90° подвижная щека осуществляет сложное движение, во время которого ее верхняя часть совершает движение вверх и в сторону, противоположную от неподвижной щеки, а нижняя часть двигается вверх и навстречу неподвижной щеке, а в четвертой, последней, фазе нижняя часть щеки движется в сторону, противоположную неподвижной щеке, и вверх, препятствуя выпадению

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



Кинематические схемы щековых дробилок:

a – с простым движением щеки; *б* – со сложным движением щеки; *в* – с гибридным приводом; *г* – с плоскопараллельным движением щеки

готового материала. Таким образом, движение щеки в третьей и четвертой фазах препятствует выходу готового раздробленного материала из камеры дробления, т.е. выпадение готового продукта из камеры дробления происходит два раза за один оборот кривошипа, как и у дробилок с простым движением щеки.

Также можно выделить группу дробилок, у которых траектория движения подвижной щеки изменена с помощью различных конструктивных приемов, обеспечивающих примерно постоянную величину хода сжатия по всей высоте камеры дробления. Идея таких конструктивных решений сводится к сочетанию схем простого и сложного движений. Характерным примером такой гибридной дробилки является дробилка с общим эксцентриковым приводным валом [4] (см поз. *в* рисунка), у которой круговое движение верхней части щеки обеспечивается вращением одного эксцентрика, а качание нижней части щеки происходит за счет движения распорной плиты, приводящейся другим эксцентриком. Производительность такой дробилки больше, чем у рассмотренных выше, однако из-за сложности изготовления и эксплуатации распространения она не получила.

В Сибирском государственном индустриальном университете спроектирована дробилка [5], обеспечивающая плоскопараллельное движение подвижной щеки за счет применения двухкривошипного шарнирного четырехзвенника с общим приводом кривошипов (см. поз. *г* рисунка), при этом траектория движения точек щеки является круговой, и ход сжатия по всей высоте камеры дробления постоянный. Так как длины кривошипов одинаковые, подвижная щека в первой фазе при движении кривошипа из крайнего верхнего положения вниз на угол 90° движется навстречу неподвижной щеке, дробя исходный материал, и вниз, способствуя разгрузке раздробленного материала. Во второй фазе при движении кривошипа в крайнее нижнее

положение подвижная щека движется в сторону, противоположную неподвижной, и вниз, при этом происходит форсированный выброс раздробленного материала из камеры дробления за счет движения щеки в сторону разгрузки. В третьей фазе работы кривошипа при переходе из нижнего крайнего положения вверх на угол 90° подвижная щека движется вверх и в сторону, противоположную неподвижной, продолжая форсированную разгрузку раздробленного материала, а в четвертой фазе подвижная щека движется вверх навстречу неподвижной щеке, начиная дробление вновь загружаемого материала через загрузочное окно. Таким образом, выпадение готового продукта из камеры дробления происходит в течение $3/4$ оборота кривошипа.

Предложенная конструкция при достаточно простой кинематической схеме обеспечивает большую производительность дробилки.

Выводы. Приведен анализ работы существующих кинематических схем щековых дробилок. Предложена схема дробилки, обеспечивающая повышение ее производительности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
2. Целиков А.И. Машины и агрегаты металлургических заводов. Т.1. – М.: Машиностроение, 1987. – 440 с.
3. Масленников В.А. // Изв. вуз. Горный журнал. 1996. № 10 – 11. С. 124 – 138.
4. А.с. 106148 СССР. Камнедробильная машина / Клушанцев Б.В. // Открытия. Изобретения. 1957. № 5.
5. Пат. РФ №245370. Щековая дробилка / Никитин А.Г., Люленков В.И., Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В. // Открытия. Изобретения. 2012. № 17.

© 2012 г. А.Г. Никитин, В.И. Люленков,
А.В. Витушкин, Н.Д. Калюкина
Поступила 22 марта 2012 г.

УДК 621.771.014.2

Д.И. Кинзин, А.Б. Моллер, С.С. Рычков

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ВЫБОР МЕТОДИКИ РАСЧЕТА УШИРЕНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОКАТКИ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ ПРОСТОЙ ФОРМЫ

За последние 100 – 120 лет многие ученые, плотно занимавшиеся разработкой и совершенствованием теории прокатки и калибровкой валков, предложили ряд формул, позволяющих определить уширение металла при прокатке как на гладкой бочке, так и в калибрах [1]. Почти все они включают в себя некий набор поправочных коэффициентов, учитывающих определенные условия прокатки, форму используемых калибров и введенных на основе опыта авторов или статистической обработки полученных ими данных.

Например, по методике расчета уширения на гладкой бочке Вусатовского [2] рассчитывают калибровку в компании WICON, принадлежащей DANIELI. Соответственно вместе с сортавыми станами этого производителя металлургического оборудования поставляются и калибровки, разработанные с использованием этой методики.

Во ВНИИМЕТМАШ для каждой системы калибров использовали набор формул для определения уширения [3]. Ученые МИСиС (Берковский В.С.) и Уральского федерального университета (УрФУ) (Смирнов В.К.) предложили универсальные формулы расчета уширения [4, 5]:

$$\beta = 0,87 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^{0,33} \left(\frac{h_0}{D} \right)^{-0,07} \left(\frac{v_0}{v_k} \right)^{0,37} \left(\frac{b_k}{b_0} \right)^{0,08} \left(\frac{h_0}{b_0} \right)^{0,05}; \quad (1)$$

$$\beta = 1 + C_0 \left(\frac{h_0}{h_k} - 1 \right)^{C_1} \left(\frac{D}{h_k} \right)^{C_2} \left(\frac{h_0}{b_0} \right)^{C_3} \left(\frac{b_k}{h_k} \right)^{C_4} \delta_0^{C_5} \psi^{C_6} (\operatorname{tg} \varphi)^{C_7}, \quad (2)$$

где β – показатель уширения; h_0 и b_0 – высота и ширина заготовки до деформации; h_1 – высота заготовки после деформации; b_k – ширина калибра; D – диаметр валков; v_0 и v_k – коэффициенты формы исходной заготовки и калибра; $C_0, \dots, C_7$ – постоянные коэффициенты; δ_0 – степень заполнения предыдущего по ходу прокатки калибра; ψ – показатель трения; $\operatorname{tg} \varphi$ – выпуск ящичного калибра.

На кафедре обработки металлов давлением МГТУ Д.И. Кинзиным разработана¹ оригинальная методика

расчета уширения на основе количественной формулировки принципа наименьшего сопротивления:

$$\ln \mu = - \frac{1 - K_2 - \sqrt{\frac{1}{2} \left((1 - K_2)^2 + (K_2 - K_3)^2 + (1 - K_3)^2 \right)}}{1 - K_3 - \sqrt{\frac{1}{2} \left((1 - K_2)^2 + (K_2 - K_3)^2 + (1 - K_3)^2 \right)}} \times \frac{S_1}{S_2} \ln \frac{b_1}{b_0}, \quad (3)$$

где μ – коэффициент вытяжки; K_2, K_3 – коэффициенты, учитывающие влияние формы контактной поверхности; S_1/S_2 – соотношение, учитывающее влияние формы калибра.

В настоящее время все более широкое применение получают различные коммерческие комплексы программ конечно-элементного моделирования: ANSYSTM, ABAQUSTM, FORGETM, Q-FORMTM и др. МГТУ обладает лицензией на использование метода DEFORM-3DTM, соответственно, было решено также включить его в сравнение как один из вариантов расчета уширения.

Сравнительный анализ особенностей и возможностей перечисленных выше моделей представлен в табл. 1. Видно, что DEFORM-3D и формула МГТУ способны «переварить» любые типы калибров и входящих, и выходящих сечений раскатов. Немного уступает им методика МИСиС, не способная рассчитывать уширение в многовалковых калибрах. Способы расчета уширения, предложенные УрФУ и ВНИИМЕТМАШ, значительно менее универсальны. Единственным недостатком модели DEFORM является значительно более низкая скорость расчета.

Сравнение точности расчета различными способами проводили для 39 вариантов калибров и подката со старых станов сортового цеха ОАО «ММК»: 250-1, 250-2, 300-3, а также лабораторного стана кафедры ОМД МГТУ.

В качестве примера на рис. 1 приведены некоторые из исследовавшихся калибров. Наряду с общепринятыми, стандартными вариантами прокаток (рис. 1, а – з, е, ж), моделировали прокатку ромба, размеры которого превышают размеры калибра: $h_0 > h_k$, $b_0 > b_k$ (рис. 1, д); прокатку заготовок с большими обжатиями, чтобы добиться переполнения калибров; прокатку получившихся раскатов в следующем по ходу прокатки калибре

¹ Кинзин Д.И. Совершенствование и проектирование калибровок простых сортовых профилей на основе анализа показателей формоизменения и энергосиловых параметров. Автореф. дис. канд. техн. наук. Магнитогорск, 2003. – 16 с.

Таблица 1

Область применения и возможности моделей расчета уширения металла при прокатке в калибрах

Возможности и особенности методики				
УрФУ	ВНИИМЕТМАШ	МИСиС	МГТУ	DEFORM
Формула расчета уширения для разных типов калибров				
Одна	Много	Одна	Одна	–
Расчет уширения многовалковых калибров				
Невозможен	Возможен	Невозможен	Возможен	Возможен
Расчет уширения в нетиповых калибрах				
Невозможен	Невозможен	Возможен	Возможен	Возможен
Точность расчета при переполнении калибров				
Низкая	Низкая	Высокая	Высокая	Высокая
Универсальность методики				
Нет	Нет	Да/Нет	Да	Да
Скорость расчета				
Высокая	Высокая	Высокая	Высокая	Низкая

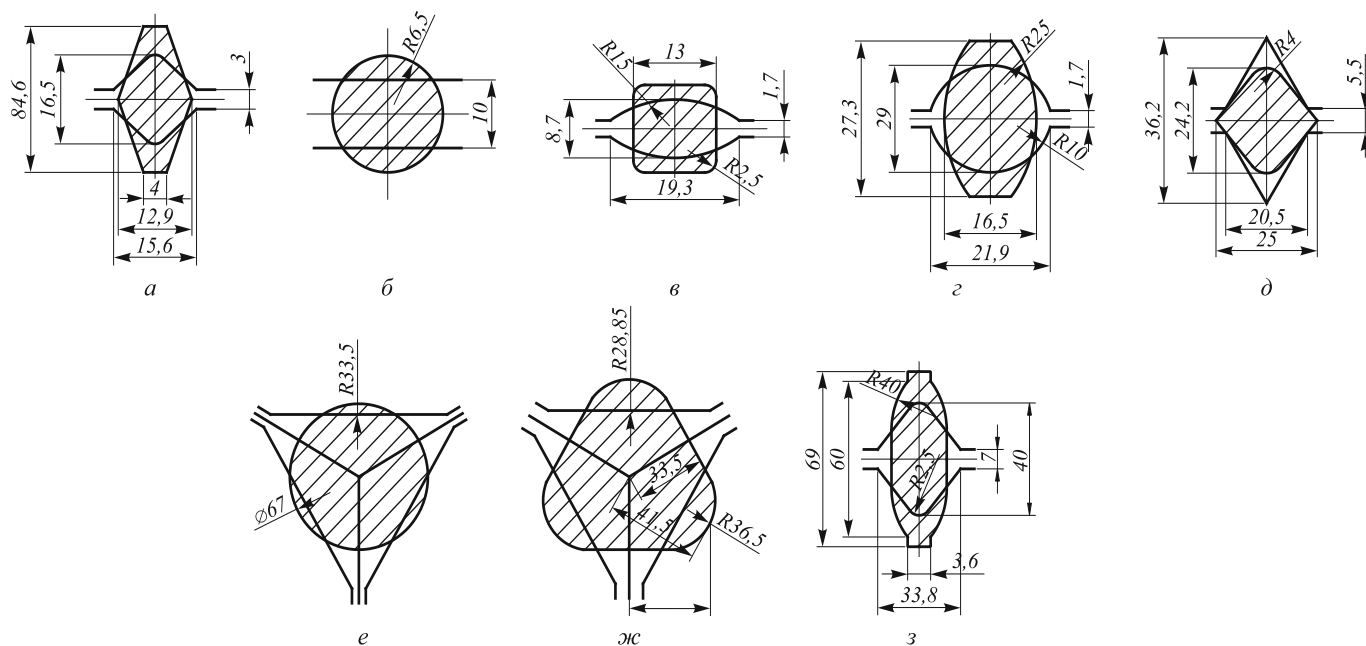


Рис. 1. Примеры калибров и раскатов, применявшихся при оценке адекватности моделирования различных моделей:

а – ромб–квадрат; б – круг–гладкая бочка; в – квадрат–овал; з – овал–круг; д – ромб–квадрат; е – круг–треугольник; ж – треугольник–треугольник; з – овал–квадрат

(рис. 1, з) и других нетиповых калибров. Все это было сделано, чтобы протестировать разные модели в самых экстремальных условиях. Доля нетиповых калибров в исследовании составила 36 %.

Особенностью моделей расчета различных параметров процесса, основанных на методе конечных элементов (МКЭ), является комплексный подход к постановке задачи эксперимента, в процессе которой необходимо принять ряд допущений:

- материал однородный и изотропный – сталь AISI 1015 (аналог стали 15);
- деформируемая среда – вязкопластическая;
- валки несжимаемые;
- трение по закону Зибеля (показатель трения 0,5): $\tau = mk$;
- процесс изотермический (теплообмен раската с окружающей средой отсутствует): $t_b = 20^\circ\text{C}$, $t_{ст} = 950^\circ\text{C}$, $t_{св} = 20^\circ\text{C}$ (здесь t_b , $t_{ст}$, $t_{св}$ – температуры валков, стали, свинца);
- процесс установившийся (отсутствует момент захвата и выхода металла из валков – использование модуля ShapeRolling);
- процесс симметричный – прокатка четверти поперечного сечения заготовки в двухвалковых калибрах; прокатка 1/6 заготовки в трехвалковых калибрах;

- длины заготовок – не менее семи длин геометрических очагов деформации для учета зон задней и передней внеконтактной деформации;
- конечные элементы (КЭ) – гексаэдры;
- количество КЭ – примерно 11 000 (150 элементов в поперечном сечении в 72-х слоях); две трети всех КЭ сконцентрировано в окрестности очага деформации с применением инструмента «окна плотности».

Необходимо отметить, что для условий горячего деформирования рекомендуют [6] выбирать показатель трения $m = 0,7 \div 1,0$ исходя из формулы $\tau = mk$. Выбранный нами показатель $m = 0,5 = \text{const}$, что является довольно грубым упрощением, которое используется и в других методиках, так как достоверно определить значение показателя трения в калибрах не представляется возможным из-за того, что в различных точках контакта раската с инструментом обжатия деформации и напряжения отличаются в разы. Кроме этого, вместо тетраэдральной сетки конечных элементов использовали гексаэдры. Их достоинства и недостатки были рассмотрены ранее [7].

В табл. 2 представлены величины отклонений от экспериментальных данных по рассматриваемым

методикам для станов 250-1, 250-2, 300-3. Когда большинство моделей дает большую ошибку вычисления (овал–круг стана 250-1, квадрат–шестигранник стана 200), – это свидетельство того, что в данном случае было значительное обжатие при прокатке (более 45 %).

Представленные данные служат подтверждением необходимости использования более точных, более современных, более универсальных способов расчета уширения. Хорошие результаты демонстрируют модель DEFORM и методика МГТУ. Удовлетворительных результатов можно добиться, используя формулу МИСиС (рис. 2).

Выводы. Формула МГТУ и модель DEFORM-3D, основанная на МКЭ, при приведенном выше уровне допущений, показывают среднее отклонение от опытных значений в 2,5 %. Соответственно использование DEFORM только для расчета уширения при прокатке в простых калибрах – нерационально с точки зрения затрат времени и ресурсов. При использовании DEFORM-3D следует делать акцент на анализ распределенных характеристик: напряженно-деформированного состояния, температуры по объему заготовки и инструмента, износа валков, степени использования запаса

Т а б л и ц а 2

Некоторые результаты расчетов уширения при прокатке в двух- и трехвалковых калибрах

Заготовка – калибр	Ширина раската, мм	Отклонение , %, от экспериментальных данных при расчете по методике				
		УрФУ	ВНИИМЕТМАШ	МИСиС	МГТУ	DEFORM-3D
Стан 250-1						
Овал – круг	19,66	–5,80	–8,44	5,70	–5,90	–1,32
Ромб – квадрат	16,00	13,50	–	1,81	–3,13	0,63
Ромб – квадрат	21,76	7,63	–	6,66	–3,95	1,75
Квадрат – ромб	24,50	1,55	18,69	7,14	–1,63	–0,90
Прямоугольник – гладкая бочка	20,00	–3,90	–5,70	4,20	–3,50	–5,80
Квадрат – овал	17,10	16,02	2,34	7,89	–2,34	–2,34
Стан 250-2						
Квадрат – ящ. прямоуг.	76,00	–3,55	–9,05	–0,39	–3,55	–3,63
Шестигран. – квадрат	21,00	31,52	–7,05	4,00	–1,43	5,38
Овал (ус.) – квадрат	30,80	2,21	–1,88	4,87	–0,65	–3,05
Овал (ус.) – квадрат	12,10	10,58	–4,96	1,90	–2,48	–3,47
Квадрат – овал (ус.)	25,60	17,42	–1,56	–1,33	0,78	–2,11
Стан 300-3						
Круг – треугольник	83,00	–	–1,25	–	–1,57	–1,07
Треуг. – треуг.	68,00	–	2,65	–	0,59	1,88
Треуг. – треуг.	57,80	–	4,81	–	2,42	3,84
Треуг. – треуг.	49,80	–	1,29	–	–1,20	0,88
Стан 200						
Квадрат – шестигр.	32,24	28,01	–	7,88	5,48	10,38
Ромб – квадрат	26,80	27,24	–	–5,34	1,87	0,45

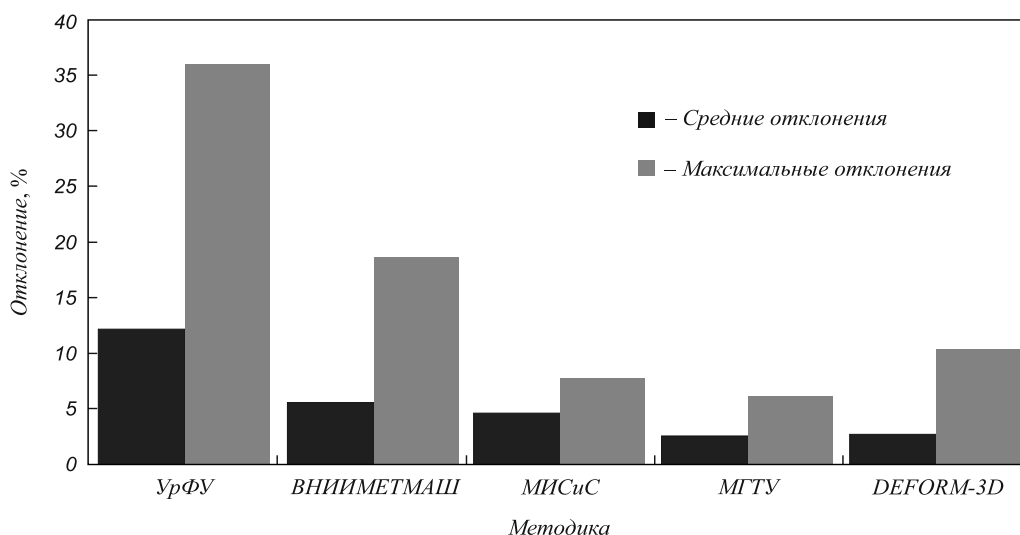


Рис. 2. Отклонения результатов расчета уширения от экспериментальных данных при прокатке в двух- и трехвалковых калибрах

пластичности металла и т.п. [8]. Применение способа расчета уширения, предложенного в МГТУ, обеспечивает высокую скорость расчета. Например, в случаях, когда требуется пересчет огромного числа различных нетиповых сечений при поиске оптимальной формы калибра по тому или иному критерию оптимальности (минимум работы деформации, максимум критерия эффективности калибровки и т.п.), использование формул – наиболее подходящий вариант расчета уширения. В отсутствие другой универсальной методики расчет уширения с помощью МКЭ – единственный способ моделирования прокатки сортовых профилей сложной формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грудев А.П. Теория прокатки. – М.: Металлургия, 1988. – 240 с.

2. Вусатовский З. Основы прокатки. – М.: Металлургия, 1967. – 584 с.
3. Минкин А.В. Расчет систем вытяжных калибров. – М.: Металлургия, 1989. – 208 с.
4. Берковский В.С. Теоретические основы и расчет калибровки валков сортовых прокатных станов: Учеб.-метод. пособие. – М.: МИСиС, 2003. – 110 с.
5. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков: Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1987. – 386 с.
6. Kobayashi I.S., Oh S.I., Altan T. Metalforming and the Finite-Element Method. Oxford University Press, 1989. – 378 p.
7. Рычков С.С. // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2011. Вып. 37. С. 146 – 151.
8. Кинзин Д.И., Рычков С.С. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2011. № 2. С. 45 – 48.

© 2012 г. Д.И. Кинзин, А.Б. Моллер,
С.С. Рычков
Поступила 14 мая 2012 г.

УДК 621.791:624

**Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, З.В. Голдун,
Р.Е. Крюков, В.М. Шурупов**

Сибирский государственный индустриальный университет

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ*

При изготовлении сварных конструкций основной задачей является получение сварных соединений, прочность которых равна прочности основного металла, а сами эти соединения обладают требуемыми механи-

ческими свойствами. Механические свойства сварных швов обеспечиваются составом металла, газонасыщенностью, загрязненностью металла неметаллическими включениями. Образующийся при сварке под флюсом шлак должен выполнять не только защитные функции, но и способствовать получению металла шва с минимальным количеством неметаллических включений [1, 2].

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

С точки зрения уменьшения образования в сварном шве неметаллических включений интересным является изучение влияния добавок углерода, так как образующиеся с участием углерода газообразные оксид СО и диоксид углерода CO_2 легко удалимы и не загрязняют металл шва неметаллическими включениями. С другой стороны, использование углерода в качестве раскислителя приводит к науглероживанию металла, что, в свою очередь, ухудшает механические свойства и структуру металла сварных швов.

Для исследования этого вопроса использовали окислительный флюс АН-348А [1] и углеродсодержащую добавку, состоящую из отходов металлургического производства и жидкого стекла. Состав отходов металлургического производства: 21,0 – 46,0 % Al_2O_3 ; 18,0 – 27,0 % F^+ ; 8,0 – 15,0 % Na_2O ; 0,4 – 6,0 % K_2O ; 0,7 – 2,3 % CaO ; 0,5 – 2,5 % SiO_2 ; 2,1 – 3,3 % Fe_2O_3 ; 12,5 – 30,2 % $\text{C}_{\text{общ}}$; 0,1 – 0,9 % MnO ; 0,09 – 0,19 % S ; 0,10 – 0,18 % P (по массе).

Добавку к флюсу готовили следующим образом: в отходы металлургического производства добавляли 10 – 12 % жидкого стекла (из расчета сухого остатка), тщательно перемешивали, сушили в печи при температуре 300 °С, после чего охлаждали и дробили до фракции 0,2 – 2,0 мм. Затем добавку в количестве 1, 3, 4, 5, 7 и 10 % смешивали с флюсом в смесителе. Сварку двусторонних стыковых швов без разделки кромок на образцах из стали 09Г2С (ГОСТ 19282 – 73) размером 200×500 мм толщиной 16 мм проводили сварочным трактором АСАВ-1250 с использованием сварочной проволоки марки Св-08ГА (ГОСТ 2246 – 70) при следующем режиме: сварочный ток 650 А, напряжение на дуге 36 В, скорость сварки 20,5 м/ч, диам. проволоки 5 мм. Для сравнения проводили сварку под флюсом АН-348А без добавок. Отбор образцов для металлографического анализа, а также для определения механических свойств проводили согласно требованиям ГОСТ 6996 – 66.

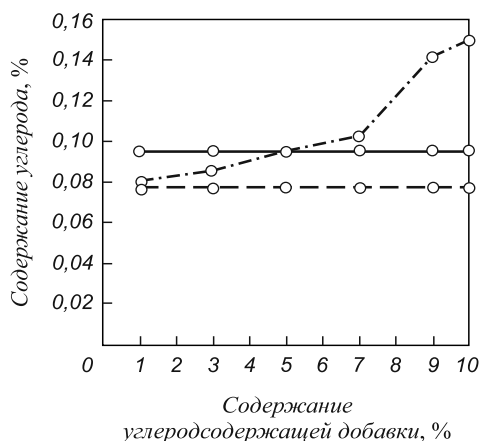


Рис. 1. Влияние количества добавки на содержание углерода в металле сварного шва (— · — · —), в основном металле (—) и в контрольном образце (— — —) при сварке под флюсом без присадки углеродсодержащей добавки

Определение содержаний углерода, серы и фосфора в металле сварных швов проводили химическими методами по ГОСТ 12344 – 2003, ГОСТ 12345 – 2001, ГОСТ 12347 – 77 соответственно; определение содержаний марганца, кремния, хрома, никеля, меди в металле и оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия, фтора во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках проводили на рентгенофлуоресцентном спектрометре XRF-1800 фирмы SHIMADZU.

Анализ содержания углерода в образцах показал, что применение флюса с добавками (при внесении добавки в количестве 1 – 6 %) приводит к небольшому (с 0,08 до 0,10 %) повышению содержания углерода в металле сварного шва (рис. 1). Углеродсодержащая добавка в количестве 1 – 6 % обеспечивает концентрацию углерода в металле шва, соответствующую концентрации углерода в исходном металле. При дальнейшем увеличении (до 10 %) количества добавки во флюс содержание углерода в металле шва повышается до 0,16 %. При сварке под флюсом АН-348А без добавки содержание углерода в металле сварного шва меньше, чем в основном металле, вследствие применения сварочной проволоки с более низким содержанием углерода. Таким образом, с точки зрения изменения содержания углерода в металле сварного шва оптимальной является присадка добавки в количестве до 6 %.

Содержания серы и фосфора в металле шва, полученном при сварке под флюсом с добавками и без добавок, не изменились и находились в пределах 0,017 – 0,020 % и 0,024 – 0,028 % соответственно. Применение флюсов с добавками не повлияло на перераспределения серы и фосфора между металлом и шлаком.

Установлено, что углеродсодержащая добавка приводит к незначительному повышению содержаний кремния и марганца в металле сварного шва (рис. 2). По-видимому, углерод не только удаляет часть растворенного кислорода из ванны, но и вступает в восстановительный процесс с оксидами кремния и марганца.

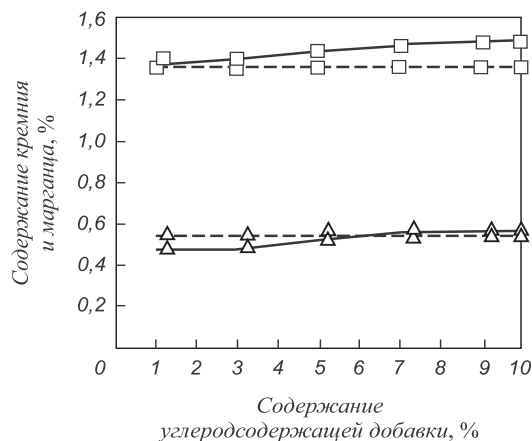


Рис. 2. Влияние количества добавки на содержание кремния (Δ) и марганца (□) в металле сварного шва: — — — — основной металл; — — — — контрольный образец

Косвенными характеристиками влияния концентрации углерода на качество сварного соединения являются твердость металла шва и границы сплавления. Из вырезанных образцов готовили макрошлифы и измеряли твердость в основном металле, на границе сплавления и в металле шва (рис. 3). Твердость основного металла оставалась неизменной во всех экспериментах и изменялась в пределах 108 – 117 НВ. Данные измерений твердости на участке сплавления и в металле шва приведены в табл. 1. Видно, что введение до 10 % добавки во флюс не приводит к существенному увеличению твердости. При этом твердость металла шва значительно ниже максимально допустимых значений (280 НВ) [2].

Предел текучести (σ_T), предел прочности (σ_B), относительное удлинение (ψ), ударная вязкость КСЧ при -40°C приведены в табл. 2.

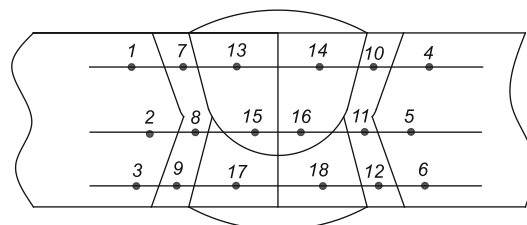


Рис. 3. Схема измерения твердости металла сварного соединения:
1 – 6 – основной металл; 7 – 12 – граница сплавления;
13 – 18 – металл шва

Т а б л и ц а 1

Изменение твердости металла шва при сварке под флюсом АН-348А с углеродсодержащей добавкой

Количество добавки, %	Твердость НВ в точках											
	границы сплавления						металла шва					
	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
–	131	135	130	134	131	135	139	147	143	145	140	142
1	138	135	140	147	142	148	148	162	154	155	160	159
3	148	138	147	145	150	146	150	149	159	150	148	155
4	139	150	148	152	147	146	147	149	150	149	153	147
5	140	142	150	148	144	145	157	159	156	150	153	150
7	143	148	153	150	149	140	161	169	163	164	159	169
10	141	149	146	147	150	152	164	169	170	172	168	167

Т а б л и ц а 2

Механические свойства металла сварных соединений при сварке под флюсом АН-348А с углеродсодержащей добавкой

Количество добавки, %	σ_B , МПа	σ_T , МПа	Ψ , %	КСЧ, Дж/см ² , при -40°C
–	535 530 – 543	360 355 – 368	25 24 – 26	70 61 – 73
1	545 536 – 552	370 361 – 382	23 21 – 24	89 79 – 95
3	558 548 – 569	382 374 – 390	25 23 – 26	108 99 – 106
4	560 549 – 570	405 395 – 412	25 23 – 26	123 118 – 129
5	565 550 – 575	420 416 – 428	25 24 – 26	126 118 – 132
7	568 560 – 578	415 403 – 421	24 22 – 25	118 111 – 123
10	570 559 – 578	418 406 – 427	23 21 – 24	119 114 – 127
Требования ГОСТ 31385 – 2008 и ПБ-03-605 – 03				
	≥ 490	≥ 350	≥ 21	≥ 35

П р и м е ч а н и е. В числителе приведены средние значения показателей, полученные по результатам испытаний шести образцов, в знаменателе – минимальные и максимальные значения.

Определение механических свойств (в том числе ударной вязкости при температуре $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) показало, что уровень свойств значительно превышает требуемые ГОСТ 31385 – 2008 и ПБ-03-605 – 03 (правила устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов). Вероятнее всего, это связано со снижением содержания кислорода в металле сварного шва и изменением морфологии оксидных включений. Проведенное определение содержания кислорода по ГОСТ 17745 – 90 методом восстановительного плавления на газоанализаторе фирмы «LECO» TC-600 подтвердило снижение количества кислорода при использовании добавок. Так, массовая доля кислорода в образцах, полученных при сварке под флюсом с 10 % углеродсодержащей добавки, уменьшилась по сравнению с контрольной пробой (сварка под флюсом АН-348А без добавок) в среднем с 534,7 до 317,0 ppm. Фракционный газовый анализ показал, что массовая доля кислорода в силикатах изменилась с 432 до 181 ppm; в алюминатах с 78 до 88 ppm; в алюмосиликатах кальция, силикатах кальция и магниевых шпинелях – с 6,5 до 5,2 ppm. Подтверждением изменения общего уровня содержания кислорода в металле шва является также изменение химического состава флюсов и полученных после сварки шлаков. Концентрации Fe_2O_3 , MnO в шлаке меньше, чем во флюсе, что, по-видимому, связано с перераспределением кислорода между металлом и шлаком и раскислением металла и шлака углеродом добавки во флюсе (рис. 4).

Выводы. Показана принципиальная возможность введения в сварочные флюсы добавок углеродсодержащих компонентов, позволяющая уменьшить общее содержание кислорода в металле шве, и следовательно, снизить уровень загрязненности металла неметаллическими включениями. При этом, как следствие, значительно повышаются механические свойства и особенно ударная вязкость металла сварных соединений. Установлено, что при использовании исследуемой добавки во флюс АН-348А в количестве до 6 % концентрация углерода в металле сварных швов не увеличивается,

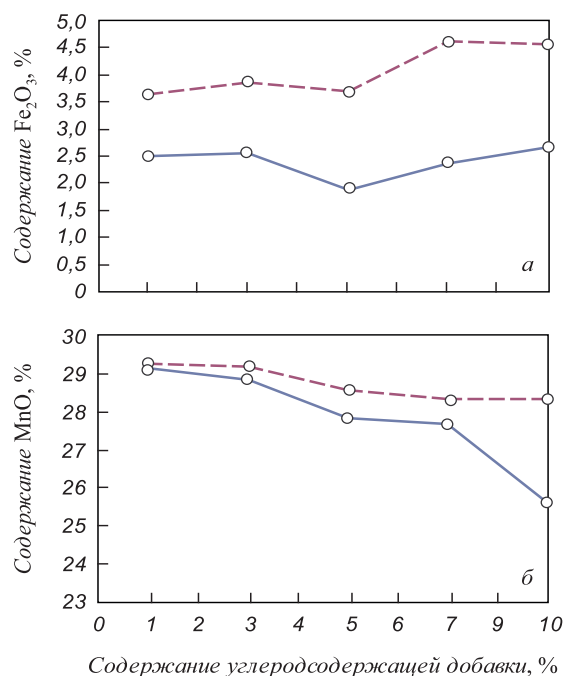


Рис. 4. Изменение концентрации Fe_2O_3 (а) и MnO (б) во флюсе (—) и в шлаке (---) после сварки

твердость не возрастает. Применение таких добавок может быть целесообразно для раскисления металла шва (по сравнению с существующими кремнемарганцевосстановительными процессами).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и др. Под общ. ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.
2. Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. – Киев: Техника, 1984. – 166 с.

© 2012 г. Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев,
З.В. Голдун, Р.Е. Крюков, В.М. Шурупов
Поступила 19 мая 2012 г.

УДК 669.184.124

Е.В. Протопопов¹, Р.Ф. Калимуллин¹, А.Г. Чернятевич², П.С. Харлашин³, Н.А. Чернышева¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Национальная металлургическая академия Украины

³ Приазовский государственный технический университет

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВЕРХЗВУКОВОЙ СТРУИ ПРИ РАЗДУВКЕ ШЛАКА В КОНВЕРТЕРЕ

Технология нанесения защитного шлакового гарнисажа на футеровку кислородного конвертера основана на том, что к специально подготовленному шлаку под-

водится и ему передается значительная часть энергии внедряющихся в шлаковый расплав газовых азотных струй. Суммарная мощность струй, истекающих из

фурмы 350-т конвертера при раздувке шлака, достигает почти 4 МВт. Обоснованное и рациональное использование такой энергии обеспечивает оптимизацию этой технологии и возможность повышения стойкости футеровки в несколько раз. В таких условиях следует учитывать особенности газоструйного течения при сверхзвуковом критическом перепаде давления, поскольку поддерживать постоянным давление азота перед соплами фурмы практически невозможно. При этом структура сверхзвуковых нерасчетных струй всегда ударно-волновая, в них газ периодически разгоняется и тормозится (рис. 1). По этой причине происходит диссипация энергии в серии прямых и косых скачков уплотнения струи. Неучет реальных факторов приводит к большим погрешностям при проектировании сопел и расчете динамических характеристик струй, внедряющихся в шлаковый расплав. При неправильном выборе типа и профиля сопла, неточной оценке режима истечения мощность струй при взаимодействии со шлаковым расплавом (при одних и тех же расходе и давлении азота на входе в фурму) только из-за необратимых внутри-

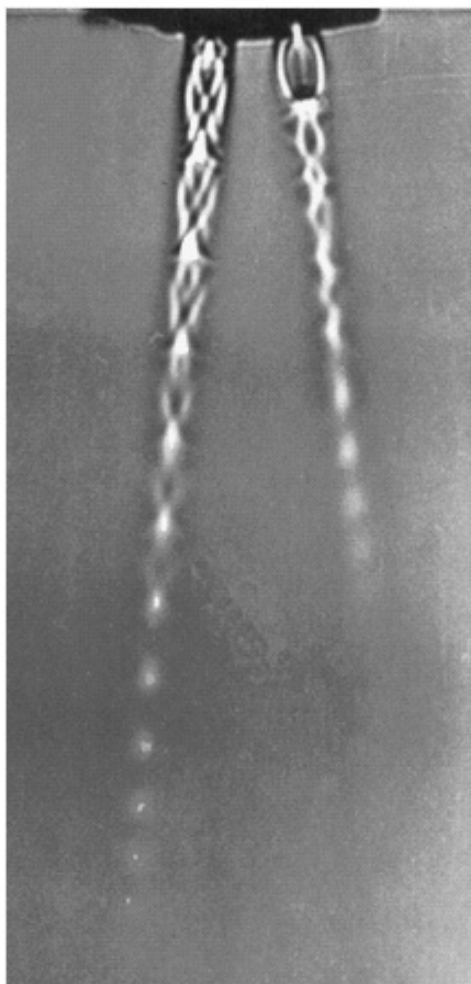


Рис. 1. Газодинамическая структура сверхзвуковых нерасчетных струй, истекающих из сопла фурмы, при постоянных избыточном давлении перед соплами ($p_0 = 1$ МПа) и расходе V_n азота через сопло при различной степени нерасчетности n ($d_{кр} = 3,6$ мм)

струйных процессов и роста энтропии системы может снизиться почти в 1,3 раза.

Для расчета параметров взаимодействия истекающего газового потока с жидким шлаком целесообразно знать параметры струи, определенные с учетом потерь энергии в скачках уплотнения. Интенсивность этих скачков определяется степенью нерасчетности струи $n = p_1/p_{0,c}$, т.е. зависит от отношения статического давления на срезе сопла (p_1) к давлению окружающей среды ($p_{0,c}$). При $n > 5$ ядро начальных скоростей струи ограничено в основном так называемой первой «бочкой» (рис. 1, справа), а на прямом скачке уплотнения скорость газа снижается на 100 – 150 м/с.

По мнению авторов перспективными являются технологии, когда используются специальные гарнисажные фурмы, позволяющие совмещать операции раздувки шлака и факельного торкретирования [1, 2]. При применении газоохлаждаемых продувочных устройств использования технической воды (как охлаждающего фурму реагента) не требуется, а фурма становится эффективным теплообменником, в котором нагревается азот. В работе [3] по результатам проведенного промышленного эксперимента показано, что температура стенки ствола газоохлаждаемой фурмы после раздувки шлака и извлечения последней из 160-т конвертера достигает примерно 500 °С.

С учетом важности проблемы для увеличения энергии истекающих струй возможны различные схемы подогрева азота с внутренним источником теплоты.

Целью настоящей работы является установление влияния расхода азота через сопло (V_n), температуры газопорошкового потока перед соплом (t_0) и в полости конвертера (t_r), степени нерасчетности (n) на распределение температуры t_x и мощности N_x в различных сечениях сверхзвуковой струи, внедряющейся в шлаковый расплав.

Пренебрегая неравномерностью распределения количества движения и кинетической энергии, представим решение для случая поступления сверхзвуковой азотной струи в высокотемпературный нереагирующий газ полости конвертера.

Расчетная модель. Рассмотрим особенности распределения сверхзвуковой нерасчетной струи на участке между выходным сечением продувочного сопла и сечением xx , находящимся, например, на уровне внедрения в шлаковый расплав. Пренебрегая скоростью w_r эжектируемых газов, запишем для этого участка закон сохранения энергии в следующем виде:

$$m_1 c_{p1} T_0 + m_r c_{pr} T_r = (m_1 + m_r) c_{px} T_x + (m_1 + m_r) \frac{w_x^2}{2 \cdot 10^3}, \quad (1)$$

где m_1 и m_r – расход газа через сопло и расход эжектируемых в струю из окружающей среды газов, кг/с; T – термодинамическая температура, К; c_p – изобарная теплоемкость, кДж/(кг·К); w – средняя скорость по-

тока, м/с. Индекс «1» обозначает параметры на срезе сопла; «0» – изоэнтропного торможения потока; «г» – газов в полости конвертера; «х» – газов в контрольном сечении струи; «н» – нормальные физические условия.

Из уравнения (1) легко получить среднемассовую температуру струи на расстоянии $\bar{x} = x/d_1$ от среза сопла

$$T_x = \frac{c_{p0}T_0 + g c_{pg}T_g - (1+g)\frac{w_x^2}{2}}{(1+g)c_{px}}, \quad (2)$$

где $g = m_r/m_1$ – относительный расход (присоединенная масса окружающего струю газа); d_1 – диаметр сопла в выходном сечении, м.

Принимаем, что теплоемкость c_{pg} зависит от температур T_g и T_0 . С учетом присоединенной массы g средняя теплоемкость газов в струе составляет

$$c_{px} = \frac{c_{p1} + g c_{pg}}{1+g}.$$

Температура торможения T_0 , которая вдоль сопла остается постоянной, рассчитывается как $T_0 = T_1 + \frac{w_1^2}{2c_{p1}}$,

где статическая температура T_1 на срезе сопла определяется по предварительно найденному значению газодинамической функции $\tau(\lambda_1)$

$$T_1 = \tau(\lambda_1)T_0.$$

Среднемассовая скорость струи w_x находится при решении уравнения постоянства количества движения, записанного для участка струи между срезом сопла и сечением xx по уравнению

$$\rho_1 w_1^2 F_1 + F_1(p_1 - p_r) = m_x w_x + F_x(p_x - p_r),$$

где ρ – плотность, кг/м³; F – потеря импульса, Н/м³.

Под мощностью N_x понимается кинетическая энергия струи, определяемая по выражению

$$N_x = \frac{m_x w_x^2}{2}, \quad m_x = m_1 + m_r = m_1(1+g). \quad (3)$$

Мощность N_x можно выразить через присоединенную массу g и степень нерасчетности струи n . Так, зная диаметры сопла в критическом ($d_{кр}$) и выходном (d_1) сечениях, последовательно определяется газодинамическая функция расхода $q(\lambda_1) = d_{кр}^2/d_1^2$, а по таблицам по значению $q(\lambda_1)$ находят газодинамические функции температуры $\tau(\lambda_1) = T_1/T_0$ и давления $\pi(\lambda_1) = p_1/p_{0.c}$. Тогда расчетное давление перед соплом (т.е. при $p_1 = p_r$) составит $p_{0.c} = p_r/\pi(\lambda_1)$. Так как фактическое давление p'_0 перед соплом известно, то степень нерасчетности будет равна

$$n = p_1/p_r = p'_0/p_{0.c}.$$

Начиная с сечения струи xx , где статическое давление p_x равно атмосферному p_r , выражение для мощности N_x (уравнение 3) можно представить в виде

$$N_x = \left[\frac{n-1}{n} \frac{k-1}{2k} \frac{\tau(\lambda_1)}{1 - \left(\frac{np_r}{p'_0} \right)^{\frac{k-1}{k}}} + 1 \right]^2 \frac{m_1 w_1^2}{2(1+g)}, \quad (4)$$

где k – показатель адиабаты.

Мощность сверхзвуковой струи, рассчитанная для условий выходного сечения сопла, определяется по выражению $N_1 = m_1 w_1^2/2$. Скорость w_1 в выходном сечении сопла находили из условия $w_1 = \lambda_1 a_{кр}$ (где $a_{кр}$ – критическая скорость), причем λ_1 определяли с использованием известной газодинамической функции расхода $q(\lambda_1)$.

Таким образом, главная проблема, которую нужно решать в постановке задачи, – как определить присоединенную массу g с учетом целого ряда факторов и физических воздействий – p_0 , t_0 , t_r , V_n , n .

Методика расчета присоединенной массы g к сверхзвуковой нерасчетной струе требует совместного решения 12 уравнений и более подробно изложена в работе [4]. Эта величина определяется как

$$g = \frac{2\bar{r}_{\max}\bar{X}}{D\sigma} C_i(1 - C_i^2)^{1/2}(I_{1R} - I_{2R}); \quad (5)$$

здесь $\bar{r}_{\max}$ – относительный максимальный радиус первой «бочки» нерасчетной струи со скачками уплотнения, рассчитывается по аналогии с расчетом в работе [4]; $\bar{X} = x/r_1$ – расстояние от среза сопла до контрольного сечения вдоль оси струи, калибр; r_1 – радиус сопла в выходном сечении; $D = \left(\frac{k-1}{2} \right)^{1/2} Ma_1 n^{\frac{k+1}{2k}}$ – коэффициент,

устанавливает связь между числом Маха Ma_1 на срезе сопла и степенью нерасчетности n истекающей сверхзвуковой струи; $\sigma = 12 + 2,58 Ma_i$; Ma_i – число Маха на границе струи и окружающего газа; $C_i = \sqrt{\frac{k+1}{k-1}} \lambda_i$ – чис-

ло Крокко; I_{1R} и $I_{2R} = \int_{-\infty}^{\eta_R} \frac{\varphi^2 d\eta}{\theta + \varphi(1-\theta) - \varphi^2 C_i^2}$ – интегралы,

их значения определяли в соответствии с работой [4]; $\theta = T_r/T_0$ – относительная температура; R – индекс, относящийся к внутренней границе зоны смешения; η_R – переменная, выбрана так, чтобы соблюдалось условие $1 - \varphi(\eta_R) < \varepsilon$; ε – малая величина.

За основу расчета теплового потока, передаваемого конвекцией и излучением в полости конвертера к стволу газоохлаждаемой фурмы, принята методика, изложенная в работе [5].

Расчеты выполнены применительно к фурме ККЦ № 2 ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» для условий работы 350-т конвертеров. В таких условиях диаметры сопла в критическом ($d_{кр}$) и выходном (d_1) сечениях составля-

ют 43 и 63 мм. Температуру t_0 торможения азота (т.е. на входе в сопло) изменяли в пределах 25 – 600 °С, а температуру t_r газов в полости конвертера – в интервале 300 – 1500 °С. При нерасчетных режимах истечения расход V_n азота через сопло изменяли в пределах 180 – 380 м³/мин (при нормальных физических условиях). Параметры струй рассчитывали на различных расстояниях $\bar{x}$ от среза сопла.

Результаты расчета и их анализ. Как пользоваться приведенной выше методикой расчета, покажем на примере определения мощности N_x . Пусть $V_n = 220$ м³/мин, $p'_0 = 1,5$ МПа, $t_0 = 30$ °С, $d_{кр} = 43$ мм, $d_1 = 63$ мм, $p_r = 0,1$ МПа. Необходимо определить мощность N_x струи на расстоянии $\bar{x} = 20$ калибров, где присоединенная масса, определенная расчетом по выражению (5), составляет $g = 0,32$.

По значению $q(\lambda) = F_{кр}/F_1 = 43^2/63^2 = 0,466$ по таблицам газодинамических функций находим приведенную скорость в выходном сечении сопла $\lambda_1 = 1,748$, $\pi(\lambda_1) = 0,083$, $\tau(\lambda_1) = 0,49$. Тогда расчетное давление перед соплом $p_{0,c} = p_r/\pi(\lambda_1) = 0,1/0,083 = 1,2$ МПа. Степень нерасчетности истекающей струи $n = p_1/p_r = p'_0/p_{0,c} = 1,5/1,2 = 1,25$, критическая скорость $a_{кр}$ составляет 324 м/с, скорость истечения из сопла $w_1 = \lambda_1 a_{кр} = 566$ м/с. Мощность струи, определяемая в соответствии с уравнением (4), на расстоянии 20 калибров составляет

$$N_x = \left[\frac{n-1}{n} \frac{k-1}{2k} \frac{\tau(\lambda_1)}{1 - \left(\frac{np_r}{p'_0} \right)^{\frac{k-1}{k}} + 1} \right]^2 \frac{m_1 w_1^2}{2(1+g)} =$$

$$= \left[\frac{1,25-1}{1,25} \frac{1,4-1}{1,4} \frac{0,49}{1 - \left(\frac{1,25 \cdot 0,1}{1,5} \right)^{\frac{1,4-1}{1,4}} + 1} \right]^2 \times$$

$$\times \frac{220 \cdot 1,25 \cdot 566^2}{60 \cdot 2 \cdot 10^6 (1 + 0,32)} = 0,606 \text{ МВт.}$$

Мощность струи на срезе сопла $N_1 = \frac{m_1 w_1^2}{2000} =$

$$= \frac{1,25 \cdot 220 \cdot 566^2}{60 \cdot 2 \cdot 10^6} = 0,734 \text{ МВт.}$$

Используя приведенную выше методику, покажем, как влияют определяющие факторы на температуру t_x и мощность N_x струи в полости конвертера.

Расход азота через сопло. Расход азота через сопло самым существенным образом (рис. 2) влияет на изменения температуры t_x и мощности N_x по длине струи $\bar{x}$. Например, при увеличении значения V_n с 180 до 300 м³/мин на расстоянии 20 калибров относительная мощность N_x/N_1 возрастает с 0,49 до 0,76, а относительная температура T_x/T_1 уменьшается с 3,4 до 1,8.

Численные исследования показывают, что при принятых исходных данных, например, при $V_n = 220$ м³/мин

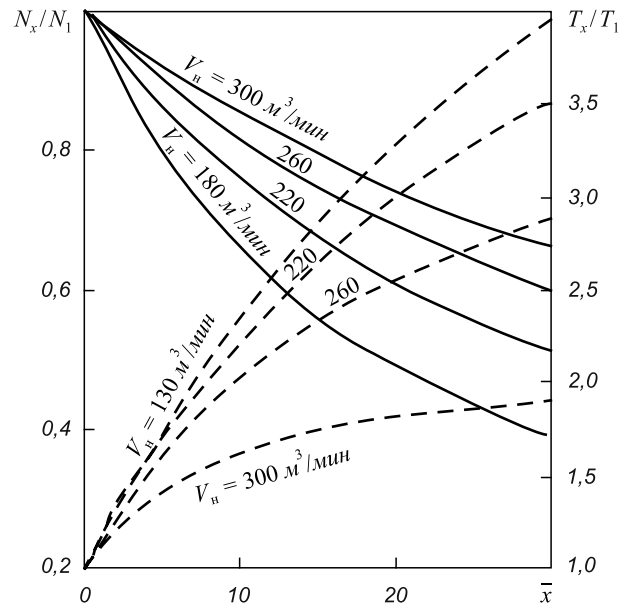


Рис. 2. Зависимость отношений мощности N_x/N_1 (—) и температуры T_x/T_1 (---) от расхода азота через сопло на различных удалениях $\bar{x}$ от среза сопла при $t_r = 1500$ °С, $t_0 = 30$ °С

на расстояниях 10, 20 и 30 калибров мощность N_x струи составляет соответственно 0,76, 0,61 и 0,51 от мощности N_1 на срезе сопла. Следовательно, на расстоянии 10, 20 и 30 калибров при $V_n = 220$ м³/мин мощность струи до встречи со шлаковым расплавом составляет 0,56, 0,45 и 0,37 МВт.

Заметим, что в результате расширения в пределах сверхзвукового сопла статическая температура T_1 в выходном сечении существенно снижается. В приведенном выше примере эта температура составляет $T_1 = T_0 \tau(\lambda_1) = 303 \cdot 0,49 = 148$ К ($t_1 = -125$ °С). При этом, чем выше расход V_n «холодного» газа, тем струя с большей дальностью присоединяет меньшую массу из значительно более разогретой полости конвертера ($t_r = 1500$ °С). Поэтому с ростом V_n относительная температура T_x/T_1 уменьшается.

Нагрев азота перед соплами. Как известно, для одного и того же профиля сопла скорость истечения w_1 не зависит от начального давления p_0 . В то же время нагрев газа перед сопловым блоком приводит к увеличению как скорости w_1 , так и мощности N_x истекающей из сопла струи (N_x пропорциональна температуре T_0 торможения). При этом мощность N_x струи в соответствии с уравнением (4) еще зависит от присоединенной массы g , которая тем больше, чем выше разогрев азота перед соплом. В расчетах с использованием настоящей модели все эти физические воздействия на струю учтены.

Отметим еще один важный факт. Если при постоянном расходе ($V_n = \text{const}$) учитывать нагрев азота в газоохлаждаемой фурме, то мощность N_x струи (и импульс I_x) увеличиваются из-за двух воздействий: за счет роста скорости струи w_x и неизбежного (из-за нагрева газа) повышения давления p_0 перед соплами фурмы.

На рис. 3 показано, что с подогревом азота перед соплом в диапазоне $t_0 = 30 \div 600$ °C на удалении x от сопла температура T_x возрастает, скорости w_1 и w_x струи также возрастают. С нагревом азота в фурме увеличивается и мощность N_x в каждом произвольном сечении струи. Например, при $t_0 = 30$ °C, $V_n = 210$ м³/мин на расстоянии 20 калибров $t_x = 330$ °C, а $N_x = 0,53$ МВт. При подогреве азота до $t_0 = 600$ °C значение t_x составляет 743 °C, а $N_x = 1,38$ МВт.

Таким образом, за счет нагрева азота в фурме только прирост мощности ΔN_x струи (в нашем примере 0,85 МВт) может быть больше, чем мощность N_x (0,53 МВт) при истечении струи «холодного» нейтрального газа.

Температура в полости конвертера. Исследуем влияние температуры в полости конвертера на температуру t_x и мощность N_x струи. При повышении $\theta = T_r/T_0$, например, с 1 до 6 на расстоянии 20 калибров температура t_x возрастает с -7 до 362 °C, а мощность N_x увеличивается с 0,41 до 0,57 МВт (рис. 4). Рост температуры t_x объясняется тем, что с увеличением значения θ струя эжектирует более разогретый газ полости конвертера, и сама нагревается. В то же время с увеличением θ (т.е. с ростом t_r) присоединенная масса g менее плотного окружающего газа снижается, и по этой причине мощность N_x (как это следует из формулы (4)), возрастает.

Проверка адекватности модели. Учитывая сложность организации и проведения прямых экспериментов в полости конвертера, адекватность модели можно проверить, рассмотрев частные решения:

- если $\bar{x} = 0$ (срез сопла), то относительная температура $T_x/T_1 = 1$ и относительная мощность

$N_x/N_1 = 1$, что соответствует общепринятым физическим представлениям (рис. 2);

- если нагревается газ перед соплом, то истекающая струя имеет более высокую температуру в любом сечении $\bar{x}$ при любых параметрах (рис. 3);
- если газ перед соплами разогрет, то в любом сечении $\bar{x}$ мощность N_x выше, чем при истечении из сопла холодного газа (рис. 3);
- если $\bar{x} = 0$, то N_x и T_x не зависят от значения θ , так как они равны N_1 и T_1 (рис. 4);
- если истечение происходит в расчетном режиме ($n = 1$), то уравнение (4) превращается в известную формулу $N_x = \frac{m_1 w_1^2}{2(1+g)}$;
- если $\bar{x} = 0$, то $g = 0$ и $T_x = T_1$, а выражение (2) принимает форму уравнения сохранения энергии для среза сопла $h_0 = h_1 + \frac{w_1^2}{2}$, вытекающего из первого закона термодинамики для потока.

Таким образом, все тестовые условия выполняются.

Выводы. Показано, что среднемассовая температура, а также мощность (и естественно, импульс) сверхзвуковой струи, внедряющейся в шлак, в основном зависят от присоединенной массы газа, величина которой определяется степенью нерасчетности струи, температурой азота перед соплом и температурой в полости конвертера. Подогрев азота перед соплами продувочной фурмы – один из самых эффективных способов повышения кинетической энергии струй, истекающих в шлак. Нагрев азота до 400 °C на любом расстоянии от среза сопла обеспечивает увеличение мощности струи

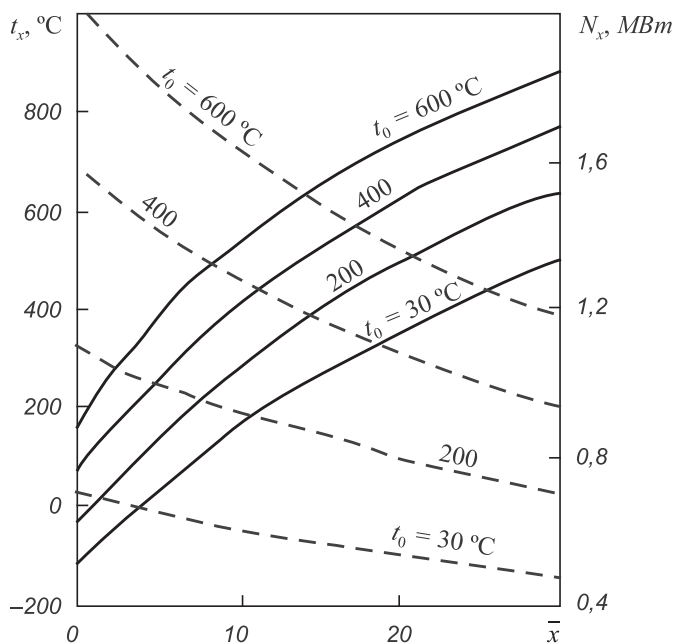


Рис. 3. Влияние температуры азота перед соплом t_0 на изменение температуры t_x (—) и мощность N_x (---) на различном удалении $\bar{x}$ от среза сопла при $V_n = 210$ м³/мин, $t_r = 1500$ °C, $\theta = 2,03 \div 5,85$

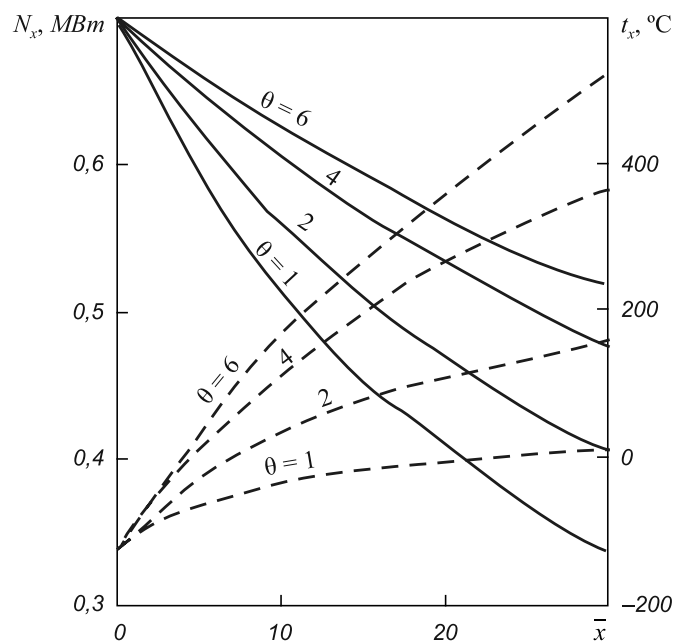


Рис. 4. Зависимость мощности струи N_x (—) и температуры t_x (---) от относительной температуры θ на различном удалении $\bar{x}$ при $t_0 = 30$ °C, $V_n = 210$ м³/мин, $t_r = 30 \div 1500$ °C

примерно в два раза. Подогрев азота в корпусе фурмы для раздувки шлака эффективно решает вопрос о том, чтобы ранее теряемую теплоту вернуть в шлак конвертера. Чем большее расстояние от среза сопла прошла газовая струя, тем больше прирост мощности струи, вызванный повышением температуры в полости конвертера.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нугуманов Р.Ф., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 7 – 12.
2. Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н. и др. // Новости науки Приднепровья. 2008. № 1 – 2. С. 98 – 100.
3. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Протопопов Е.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 15 – 20.
4. Харлашин П.С., Ковура А.Б., Куземко Р.Д. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. № 7. С. 97 – 100.
5. Протопопов Е.В., Калимуллин Р.Ф., Чернятевич А.Г. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 26 – 31.

© 2012 г. *Е.В. Протопопов, Р.Ф. Калимуллин,
А.Г. Чернятевич, П.С. Харлашин, Н.А. Чернышева*
Поступила 5 июля 2012 г.

Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Денисова, Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов

Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

НАНОРАЗМЕРНАЯ МНОГОФАЗНАЯ СТРУКТУРА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ПОКРЫТИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ*

В настоящее время покрытия являются одним из наиболее эффективных технологических путей повышения надежности работы деталей машин и механизмов и представляют собой целенаправленно создаваемый на поверхности детали слой конечной толщины определенного элементного и фазового состава, структурного состояния. Разработано множество способов нанесения покрытий, к наиболее привлекательным среди которых можно отнести физический, характеризующийся высокой скоростью нанесения. Такие покрытия обладают сравнительно хорошей адгезией, высоким коэффициентом полезного действия и т.д. [1]. Характерными недостатками покрытий, снижающими их служебные характеристики (повышенная хрупкость, низкая трещиностойкость), являются столбчатое строение, высокий уровень шероховатости, присутствие микропор и микрокапель, наличие границы раздела покрытие – подложка. Указанные недостатки приводят к интенсивному, а в ряде случаев катастрофическому разрушению упрочненной поверхности, которое вызывает образование магистральных трещин и разрушение основного материала. Нивелировать указанные недостатки покрытий можно путем дополнительной обработки их поверхности концентрированными потоками энергии (в том числе, интенсивными импульсными электронными пучками [2]), а именно, наноструктурируя покрытие. Физический смысл такого подхода состоит в снижении масштабного уровня локализации пластической деформации в наноструктурированном поверхностном слое, которое приводит к более равномерному распределению упругих напряжений в значительном объеме материала при внешнем механическом или температурном воздействии на поверхность. В результате в поверхностном слое повышается энергия зарождения концентраторов напряжения, снижается вероятность образования микро- и макродефектов (в том числе и трещин).

Цель настоящей работы – выявление закономерностей формирования наноразмерных многофазных сос-

тояний при облучении покрытия высокоинтенсивным электронным пучком.

В качестве наноструктурируемого материала использовано покрытие состава Ni – Cr – Al – Y толщиной 10 – 15 мкм, нанесенное на сплав GH33 (19,0 – 22,0 % Cr; 69,1 – 73,9 % Ni; 0,6 – 1,0 % Al; 2,4 – 2,8 % Ti; менее 4,0 % Fe (по массе)) методом plasma spray [1]. Наноструктурирование (формирование кристаллитов размером менее 100 нм) поверхностного слоя покрытия осуществляли импульсным электронным пучком путем плавления и последующего высокоскоростного охлаждения вследствие отвода тепла в объем интегрально холодного материала. Плавление поверхностного слоя осуществляли высокоинтенсивными низкоэнергетическими электронными пучками (Институт сильноточной электроники СО РАН, установка «СОЛО»; параметры: энергия U электронов 15 – 18 кэВ, плотность энергии E_s пучка электронов до 100 Дж/см², длительность t импульса воздействия пучка электронов 50 – 200 мкс, частота f следования импульсов до 10 с⁻¹, толщина слоя расплава до 20 мкм), обеспечивающими закалку из расплава со скоростями охлаждения до 10⁶ К/с [3]. Исследования структуры и фазового состава осуществляли методами рентгенофазового анализа (дифрактометр XRD 6000), сканирующей (прибор SEM-515 «Philips») и просвечивающей электронной дифракционной (прибор ЭМ-125) микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя материала определяли методами микрорентгеноспектрального анализа, используя микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 «Philips». Для определения уровня шероховатости, физико-механических и трибологических характеристик покрытия использовали микротвердомер PMT-3, нанотвердомер «Nanotest-100», трибометр «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142» CSM Instruments, высокотемпературный трибометр THT-S-AX0000, реализующий метод «вращающаяся исследуемая поверхность – неподвижное контртело», 3D-профилометр MICRO MEASURE 3D station.

Элементный состав поверхностного слоя покрытия (толщиной порядка 5 мкм), определенный методами микрорентгеноспектрального анализа: 51,5 % Al;

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 11-08-98020, р_сибирь_a – Региональный конкурс СИБИРЬ и № 11-02-12091-офи-м-2011).

31,0 % Ni; 14,5 % Cr; 2,7 % Y (по массе); определенные методами сканирующей электронной микроскопии структурные характеристики поверхности: высокий уровень шероховатости R_a , большое количество микрокапель размерами до 20 мкм, наличие микропор и микротрещин (рис. 1, а); структурные характеристики излома – грубый рельеф, отслаивание от подложки, наличие микропор в объеме покрытия (рис. 1, б).

Облучение покрытия электронным пучком осуществляли при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов 5 – 50 Дж/см²; длительность импульса воздействия 50 – 200 мкс; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; количество N импульсов 1 – 100. Исследования, выполненные методами сканирующей электронной микроскопии, показали, что формирование относительно гладкой поверхности ($R_a = 0,422$ мкм) наблюдается при режиме облучения $E_s = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 15$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹ (рис. 1, в). Поверхность покрытия фрагментируется на разориентированные блоки (зерна) размерами 5 – 7 мкм (рис. 1, з), структура которых представлена ячейками кристаллизации размерами 250 – 500 нм (рис. 1, д). Вдоль границ раздела фрагментов выявляются микротрещины, что указывает на высокий уровень растягивающих микронапряжений, формирующихся в покрытии при таком режиме облучения. Характерной особенностью струк-

туры поверхности облученного электронным пучком покрытия является большое количество островков, расположенных хаотично и имеющих преимущественно форму растекшихся капель (рис. 1, в). Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что элементный состав капельной (островки) фракции следующий: 69,7 % Al; 22,3 % Ni; 4,9 % Cr; 0 % Y; 3,15 % Ti (по массе). Выявлено, кроме этого, до 24 % O, что эквивалентно формированию фазы Al_2O_3 . Элементный состав свободных от капель областей покрытия: 0,97 % Al; 76,1 % Ni; 20,4 % Cr; 0 % Y; 2,55 % Ti, т.е. данные области практически не содержат алюминия и иттрия. Элементный (средний) состав поверхностного слоя покрытия: 16,1 % Al; 63,8 % Ni; 17,3 % Cr; 0 % Y; 2,7 % Ti. Следовательно, электронно-пучковая обработка покрытия приводит, во-первых, к макрорасслоению (формированию микрокапель, обогащенных алюминием) поверхностного слоя (толщиной приблизительно 5 мкм), во-вторых, к снижению средней концентрации алюминия в три раза, в-третьих, к существенному снижению концентрации иттрия, в-четвертых, к легированию покрытия элементом подложки (титан).

Излом облученного электронным пучком покрытия является гладким, что позволяет говорить о его субмикро- или нанокристаллической структуре; микропоры в изломе не обнаруживаются. Граница раздела покрытия

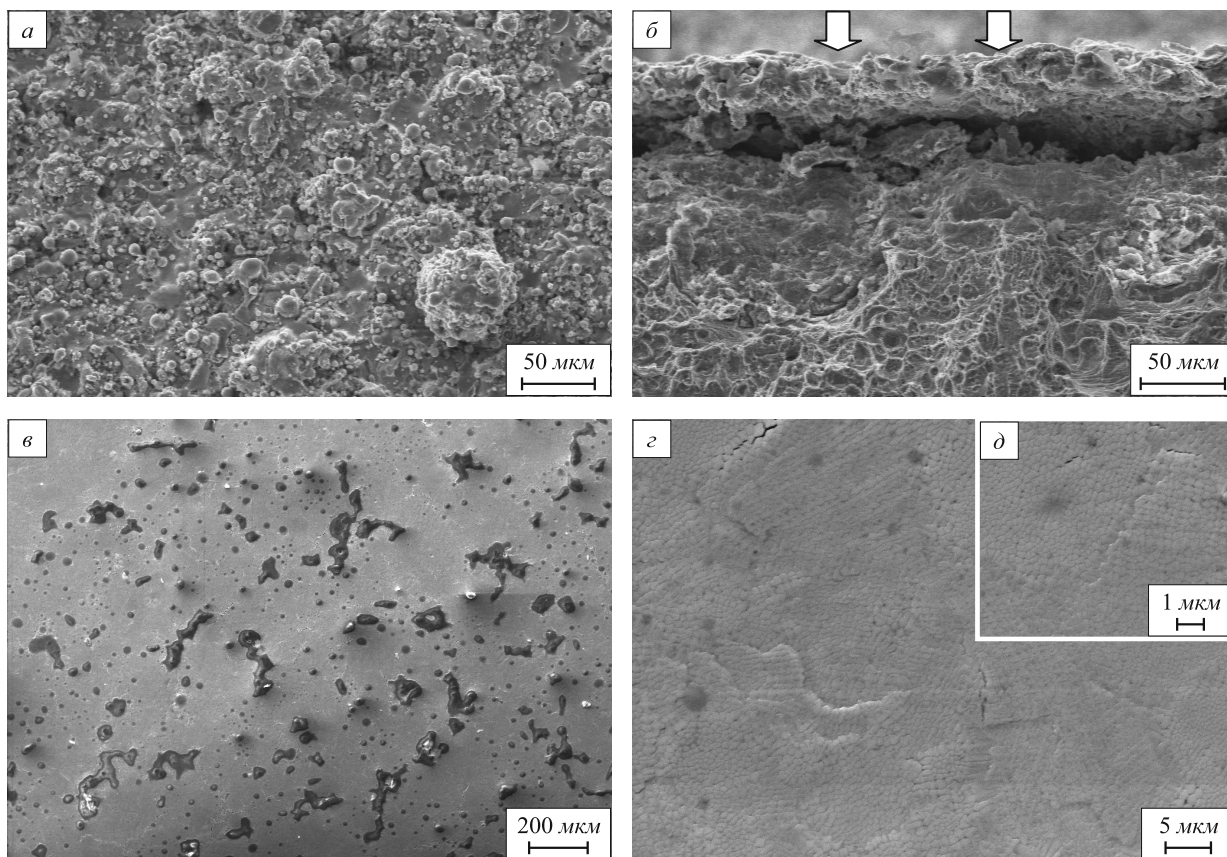


Рис. 1. Структура поверхности (а, в – д) и поперечного излома (б) покрытия состава Ni – Cr – Al – Y, нанесенного на сплав GH33 методом plasma spray, в исходном состоянии (а, б) и после облучения электронным пучком (в – д) при $E_s = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 15$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹. На поз. б стрелками указано покрытие

и подложки микропор и микротрещин не содержит. Последнее указывает на высокий уровень сцепления материала подложки и модифицированного электронным пучком покрытия.

Минимизацию микронапряжений (устранение микрорастрескивания), формирующихся в поверхностном слое покрытия вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения, осуществляли предварительным нагревом образцов в камере установки, используя высокочастотный режим работы источника электронов (E_s порядка 1 Дж/см^2 ; $\tau = 50 \text{ мкс}$; $f = 5 \text{ с}^{-1}$; $N = 250 \text{ имп.}$). Обнаружено, что предварительный нагрев образца, не устраняя микрорастрескивания поверхностного слоя, способствует снижению скорости охлаждения материала и залечиванию микротрещин путем затекания в них легкоплавкой компоненты покрытия. О снижении скорости охлаждения поверхностного слоя свидетельствует увеличение размеров блоков (размеры блоков изменяются в пределах $6 - 10 \text{ мкм}$), формирование наряду с ячейками дендритов с осями второго порядка, а также больший размер ячеек кристаллизации, изменяющийся в пределах $300 - 1000 \text{ нм}$.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см^2 ($\tau = 120 \text{ мкс}$; $N = 100 \text{ имп.}$; $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$) при-

водит к частичному разрушению покрытия, что может свидетельствовать о взрывообразном испарении легкоплавких фаз, присутствующих в объеме покрытия.

Исследования фазового состава и состояния дефектной субструктуры материала подложки и модифицированного слоя покрытия осуществляли методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии. Установлено, что подложка является поликристаллическим однофазным агрегатом на основе никеля, размер зерен которого составляет десятки микрометров. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций и дислокаций, формирующих сетки. В отдельных зернах выявляются двойники термического происхождения.

Облучение покрытия электронным пучком по режиму $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, $N = 15 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ сопровождается формированием в поверхностном слое существенно неоднородной многофазной структуры субмикро- и наноразмерного диапазона. Установлено, что области покрытия со структурой дендритной кристаллизации представляют собой твердый раствор на основе никеля (по границам ячеек кристаллизации располагаются частицы Al_3Cr_4 и TiC размерами $(5 - 10) \text{ нм}$) (рис. 2, а, б); области, обогащенные алюминием (капли),

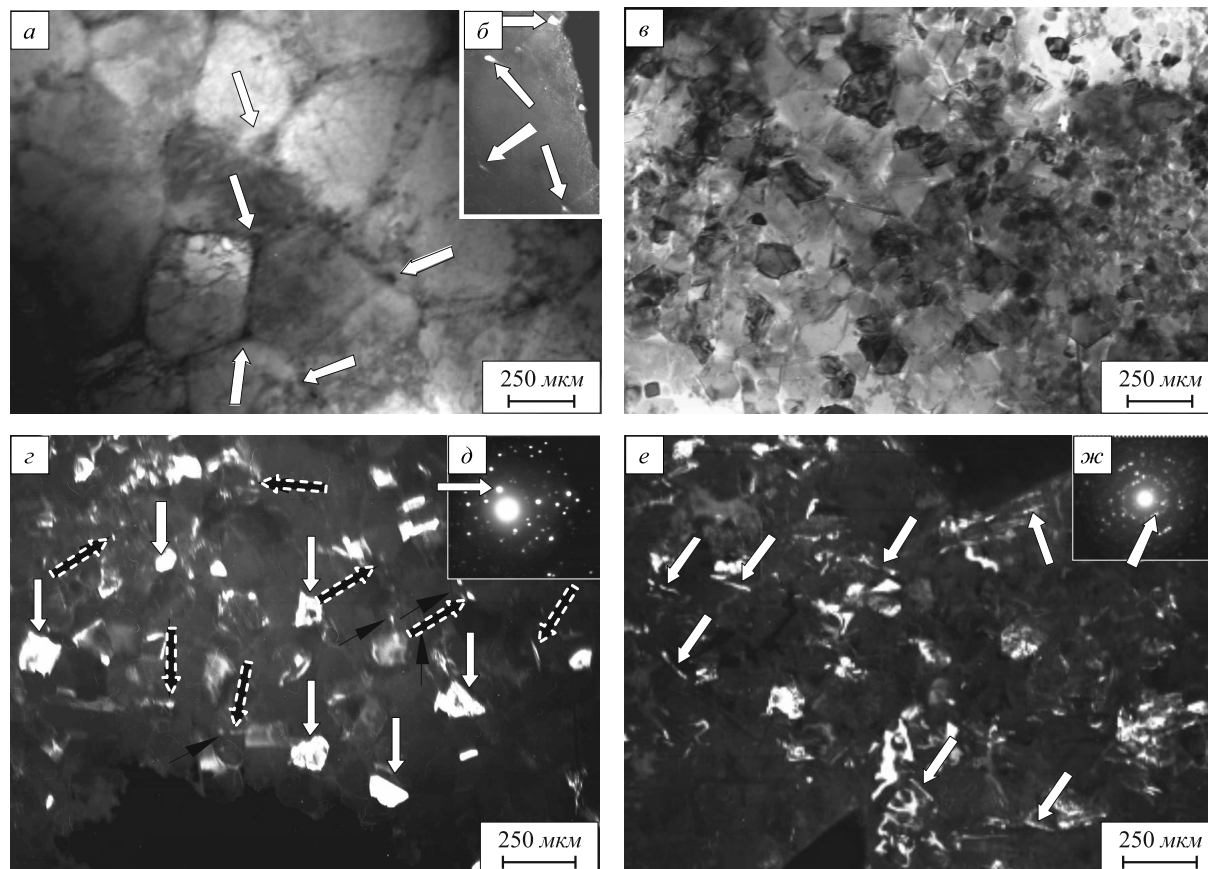


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, модифицированного электронным пучком:
а, в – светлое поле; б, г и е – темные поля, полученные в рефлексах $[002]\text{TiC}$, $[302]\text{Ni}_3\text{Y} + [400]\text{Y}_2\text{C}_3$ и $[311]\text{Al}_2\text{Y}$;
д и ж – микроэлектроннограммы к поз. г и е. Стрелками на поз. а, б показаны частицы TiC , расположенные по границам ячеек кристаллизации; на поз. г – зерна Ni_3Y (светлые стрелки) и частицы карбида иттрия Y_2C_3 (темные пунктирные стрелки); на поз. е – игольчатые выделения Al_2Y ; на поз. д и ж – рефлексы, в которых получены темнопольные изображения

содержат широкий набор наноразмерных фаз составов Ni_9Y , Ni_3Al_4 , $\text{Cr}_9\text{Al}_{17}$, Al_2Y_3 , $\text{Ti}_4\text{Al}_{43}\text{Y}_6$, Y_2C_3 . Частицы $\text{Cr}_9\text{Al}_{17}$ имеют пластинчатую (игольчатую) форму, продольные размеры пластин составляют 200 – 900 нм, поперечные – 20 – 50 нм; частицы $\text{Ti}_4\text{Al}_{43}\text{Y}_6$ равноосной формы размерами 40 – 80 нм; частицы Ni_9Y равноосной формы размерами 50 – 100 нм (рис. 2, в, з); частицы Y_2C_3 имеют округлую форму, размеры составляют 1 – 10 нм (частицы расположены по границам кристаллитов Ni_9Y) (рис. 2, з); частицы Al_2Y имеют форму тонких пластинок (поперечные и продольные размеры составляют 20 и 200 нм соответственно (рис. 2, е).

В слое, расположенном на расстоянии приблизительно 10 мкм от поверхности (слой вблизи границы раздела покрытия и подложки), наблюдается поликристаллическая структура, размер зерен которой 200 – 400 нм (рис. 3, а). По границам и в стыках зерен, в объеме зерен располагаются частицы второй фазы, размеры которых изменяются в пределах 20 – 100 нм (рис. 3, б). Особенностью этого слоя является высокий уровень внутренних напряжений, приводящих к формированию при изготовлении фольг (объектов исследования материала методами электронной дифракционной микроскопии) микротрещин, располагающихся преимущественно вдоль границ зерен (рис. 3, в).

Облучение покрытия электронным пучком по режиму $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 120 \text{ мкс}$, $N = 100 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ сопровождается формированием в поверхностном слое поликристаллической структуры с размером зерен 10 – 15 мкм. В объеме зерен присутствует субзеренная структура размерами 0,5 – 1,2 мкм. В зернах и субзернах наблюдаются дислокации, расположенные хаотически или формирующие сетки. Вдоль границ зерен и субзерен, а также в стыках границ выявляются включения второй фазы (предположительно, $\gamma'\text{-Al}_2\text{O}_3$). В слое, расположенном на расстоянии приблизительно 10 мкм

от поверхности (слой вблизи границы раздела покрытие – подложка), выявлено формирование неоднородной структуры. Во-первых, обнаруживаются области с многофазной субмикроструктурной структурой на основе зерен никеля (твердый раствор на основе никеля). Размер зерен никеля изменяется в пределах 250 – 400 нм. Зерна никеля разделены протяженными прослойками, сформированными частицами второй фазы, размер которых изменяется в пределах 5 – 30 нм (рис. 4, а – в). Во-вторых, выявляются области с наноразмерной многофазной структурой на основе зерен алюминия (твердый раствор на основе алюминия) с размерами зерен алюминия порядка 100 нм и размерами частиц второй фазы порядка 10 нм (рис. 4, з – е).

Обработка покрытия электронным пучком сопровождается изменением свойств поверхностного слоя материала. Выявлено увеличение микротвердости (по отношению к подложке) поверхности облучения на 10 % (при параметрах обработки $\tau = 200 \text{ мкс}$, $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $N = 15 \text{ имп.}$; подогрев образца перед облучением) и нанотвердости на 20 % (при параметрах обработки $\tau = 50 \text{ мкс}$, $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $N = 15 \text{ имп.}$; подогрев образца перед облучением); снижение коэффициента трения на 14 % при увеличении плотности энергии пучка электронов с 10 до 30 Дж/см² (при прочих равных параметрах пучка электронов); увеличение износостойкости на 16 % (при обработке при $\tau = 200 \text{ мкс}$, $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $N = 15 \text{ имп.}$, без подогрева); формирование подслоя, расположенного на границе раздела покрытия и подложки, коэффициент трения μ которого на 35 % ниже коэффициента трения поверхности покрытия (рис. 5).

Анализируя результаты, приведенные на рис. 5, можно отметить следующее. Как правило, снижение коэффициента трения соответствует повышению твердости материала. Следовательно, на некотором расстоянии от поверхности облучения (очевидно, на границе

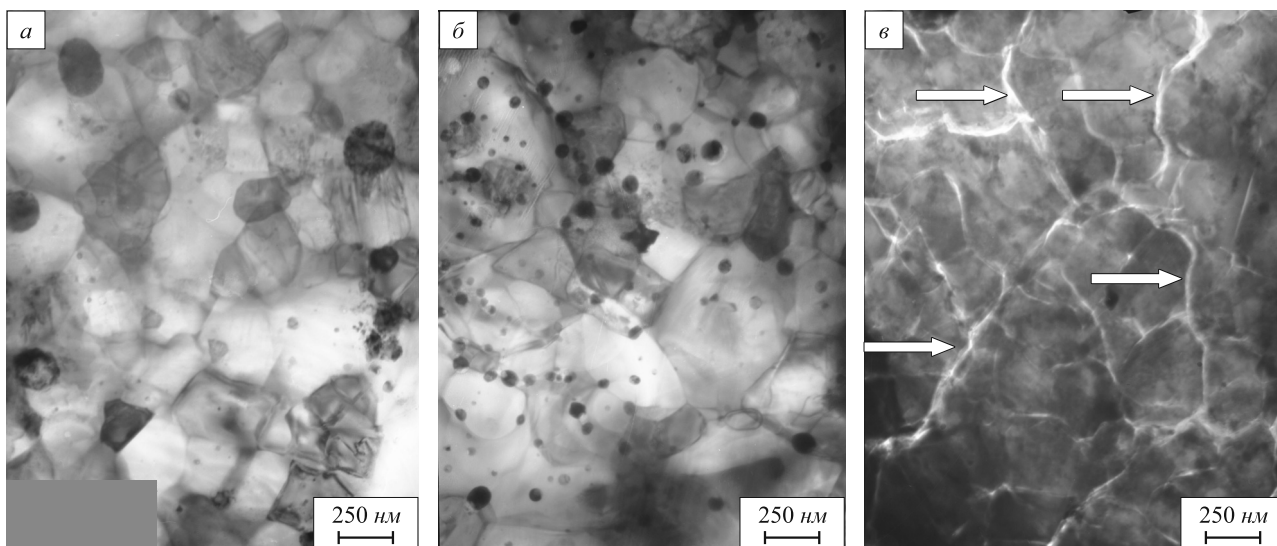


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, модифицированного электронным пучком при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, $N = 15 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ (слой, расположенный на глубине приблизительно 10 мкм). Стрелками на поз. в указаны микротрещины

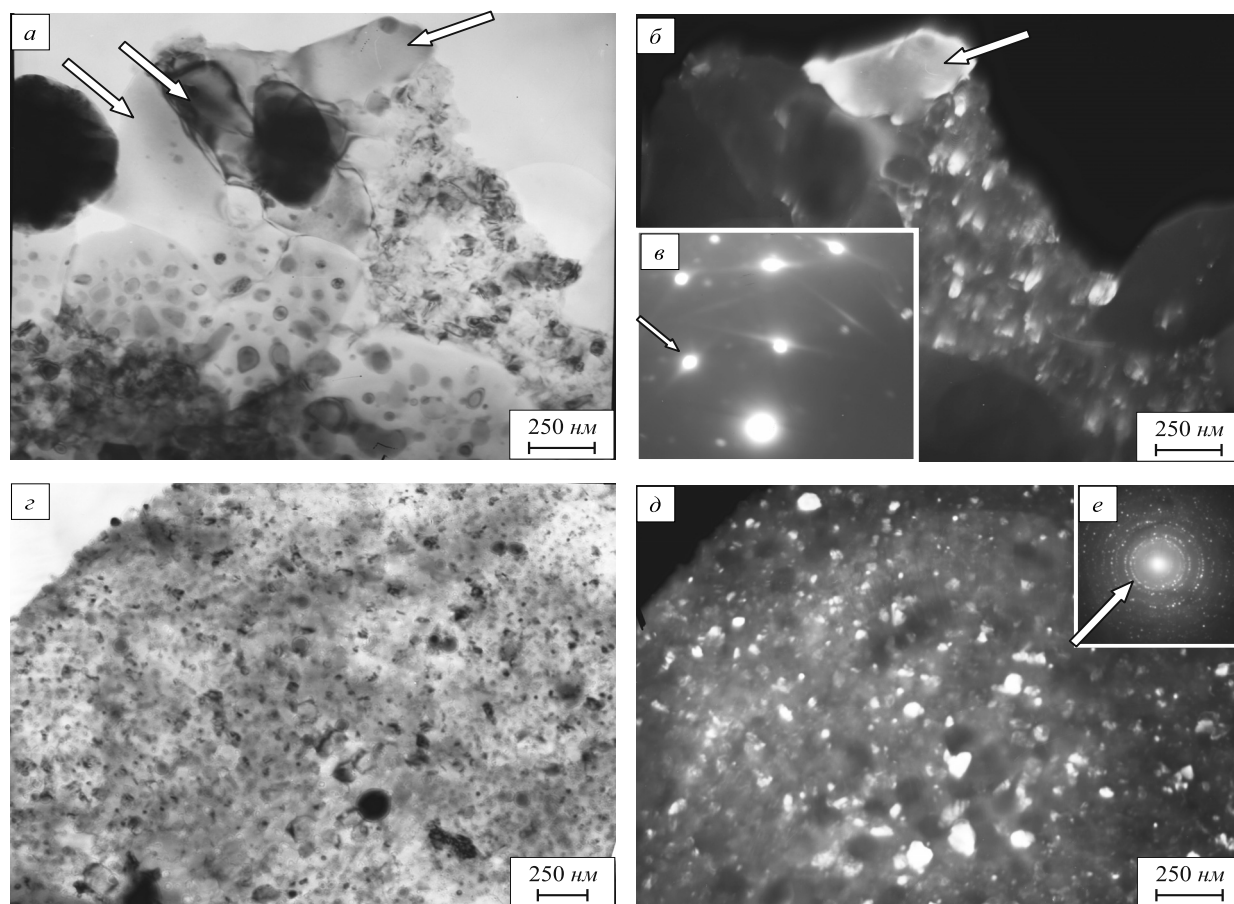


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, модифицированного электронным пучком при $E_s = 30$ Дж/см², $\tau = 120$ мкс, $N = 100$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹ (слой расположен на глубине приблизительно 10 мкм): a, c – светлое поле; b и d – темные поля, полученные в рефлексах $[113]\text{Ni} + [307]\text{Al}_3\text{Ti}$ и $[111]\text{Al} + [311]\text{Al}_2\text{Y}$; e , e – микроэлектронogramмы. Стрелками на поз. b и d указаны рефлексы, в которых получены темные поля поз. b и d ; на поз. a и b стрелками показаны зерна твердого раствора на основе никеля

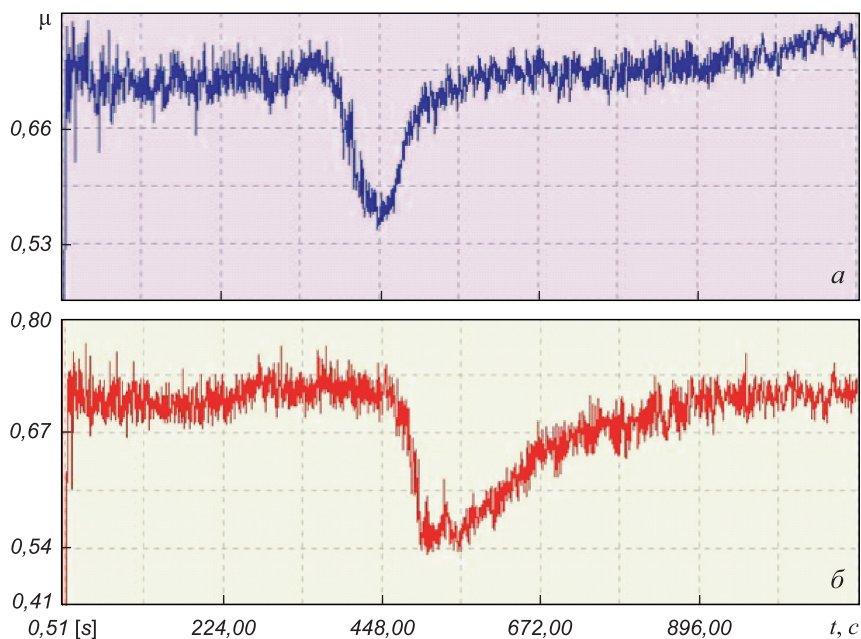


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения от времени t испытания образца сплава GH33 с покрытием состава $\text{Ni} - \text{Cr} - \text{Al} - \text{Y}$, подвергнутого облучению электронным пучком по различным режимам: $a - E_s = 10$ Дж/см²; $\tau = 200$ мкс; $f = 0,3$ с⁻¹; $N = 15$ имп.; поглощаемая плотность мощности $0,05$ МВт/см²; $b - E_s = 10$ Дж/см²; $\tau = 50$ мкс; $f = 0,3$ с⁻¹; $N = 15$ имп.; поглощаемая плотность мощности $0,2$ МВт/см²; подогрев электронным пучком

раздела покрытие – подложка) формируется подслои, характеризующийся высокими прочностными свойствами. Этот же подслои, как было выявлено методами дифракционной электронной микроскопии (рис. 3), характеризуется высоким уровнем напряжений. Предварительный нагрев образца в камере электронно-пучковой установки, а также увеличение плотности мощности пучка электронов приводят к размытию профиля коэффициента трения, что указывает на формирование более протяженного переходного слоя с менее выраженной границей раздела. Можно ожидать, что выявленные изменения состояния системы покрытие – подложка, а именно, изменение состояния слоя сопряжения покрытия и подложки скажется положительным образом на служебных характеристиках системы покрытие – подложка (усталостной долговечности, трещиностойкости, адгезионной прочности и т.д.).

Выводы. Осуществлена электронно-пучковая обработка и выполнены исследования элементного и фазового составов, состояния дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств системы покрытие (Ni – Cr – Al – Y) и подложка (сплав GH33), об-

работанной высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком. Выявлены режимы облучения, приводящие к формированию сравнительно гладкого ($R_a = 0,422$ мкм) поверхностного слоя, обладающего многофазной структурой субмикро- и наноразмерного диапазона. Показано, что предварительный нагрев образца электронным пучком при высокочастотном режиме работы установки приводит к формированию протяженного переходного слоя со слабо выраженной границей, разделяющей покрытие и подложку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хокинг М., Васантакри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия. – М.: Мир, 2000. – 516 с.
2. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Chapter 6 in Book "Materials surface processing by directed energy techniques". Ed. by Y. Pauleau. – Elsevier, 2006. P. 205 – 240.
3. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 76.

© 2012 г. Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Денисова,
Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов
Поступила 24 января 2012 г.

УДК 669.046:541.12.012

**К.Ю. Сарычев¹, В.И. Мясникова¹, С.В. Коновалов¹,
И.А. Комиссарова¹, В.В. Пискаленко²**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Новокузнецкий филиал – институт Кемеровского государственного университета

ОЦЕНКА АДсорбЦИОННОЙ АКТИВНОСТИ ПРИМЕСЕЙ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ПО БИНАРНЫМ ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ*

Абсолютно чистых, не содержащих примесей веществ не бывает. Одни примеси могут вводиться специально для улучшения определенных свойств, другие, являясь нежелательными добавками, попадают в материал в процессе его получения. Обычно количество таких нежелательных примесей невелико, не превышает предела растворимости в твердом растворе, их концентрация составляет сотые и даже тысячные доли процента; часто это количество так мало, что его контроль становится затруднительным.

При таких малых содержаниях примеси обычно не происходит заметных изменений объемных свойств кристаллитов, однако примесь может распределяться между объемом кристалла и границей зерна крайне неравномерно, концентрация примеси на границах зерен

(C_r) может в сотни раз превышать ее концентрацию в объеме зерна (C). Это распределение является равновесным, концентрационную неоднородность нельзя ликвидировать диффузионным отжигом. Такое явление называется межкристаллитной внутренней адсорбцией примесей.

Межкристаллитная внутренняя адсорбция примесей, присутствующих в твердом растворе в малых концентрациях, может существенно изменить химический состав границ и приграничных зон, их диффузионную проницаемость, избыточную энергию, возможность межзеренного проскальзывания [1]. Вследствие этого меняется динамика процессов, развивающихся на границах поликристаллов: хрупкой прочности, коррозии под напряжением, жидкометаллической хрупкости [2].

Склонность C_r примеси к адсорбции на границах зерен определяется величиной ее энергии связи с границами, которую можно найти, например из аналогичного изотерме адсорбции Лэнгмюра [3] соотношения

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (госконтракт 16.740.11.0314).

$$C_r = \frac{C \exp\left(-\frac{F}{kT}\right)}{1 + C \exp\left(-\frac{F}{kT}\right)}, \quad (1)$$

где C – концентрация примеси в объеме зерна; F – энергия связи примеси с границами зерен; k – постоянная Больцмана; T – температура.

Экспериментальное определение значения F по вышеприведенному или аналогичным выражениям в силу малой ширины адсорбционной зоны затруднено, требует сложного оборудования и применимо далеко не во всех случаях. Так, например, метод Оже-спектроскопии анализирует состав очень тонкого поверхностного слоя и мог бы быть применен для прямого определения C_r , но для этого необходимо получить межзеренный излом, состав поверхности которого соответствует химическому составу вскрытой границы зерна. Если же разрушение по границам зерен невозможно, метод принципиально неприменим. Сложности сопутствуют и косвенным методам определения значения F , поэтому вплоть до сегодняшнего времени существует менее двух десятков экспериментальных значений для различных растворителей и примесей. В силу сказанного актуальны расчетные методы определения значения F , базирующиеся на соответствующих моделях.

Наиболее часто учитывается составляющая энергии связи, обусловленная снятием упругих искажений в границе зерна при переходе в нее атома примеси, эта составляющая энергии связи определяется размерным несоответствием атомов примеси и растворителя. Иногда для расчета значения F используется некоторое сходство границ зерен со свободной поверхностью, заключающееся в нарушении координационного числа. При этом упругое взаимодействие примесей с границами зерен не учитывается. В ряде других моделей постулируется ведущая роль кулоновского взаимодействия экранированных избыточных зарядов примесных атомов и структурных дефектов в границе зерна, например, вакансий.

Изложенные представления можно рассматривать как приближение первого порядка, каждое из которых подчеркивает один из факторов, определяющих значение F .

В работе [4] показано, что достоверную оценку энергии связи примесей с большеугловыми границами зерен можно получить, исходя из предположения об аморфизированной, «квазизжидкостной» структуре такой границы. В таком предположении энергию связи примесей с границами зерен металла-растворителя в разбавленных растворах ($F_{ж}$) можно рассчитать по коэффициенту распределения примеси между твердой и жидкой фазами в двухфазной области бинарной диаграммы металл-растворитель – примесь. В случае, когда диаграмма определена точно, рассчитать значение $F_{ж}$ несложно; зная наклоны кривых солидуса и ликви-

дуса на диаграмме растворитель – примесь вблизи точки плавления $T_{пл}$ растворителя

$$F_{ж} = -kT_{пл} \ln \left(\frac{dC_l/dT}{dC_s/dT} \right), \text{ при } T = T_{пл},$$

где dC_l/dT и dC_s/dT наклоны кривых ликвидуса и солидуса.

В приближении предельно разбавленных растворов ход кривых ликвидуса и солидуса взаимосвязан, что дает возможность рассчитать значение $F_{ж}$ по наклону любой из этих линий:

$$F_{ж} = -kT_{пл} \ln \left(1 + \frac{H}{RT_{пл}^2} \frac{dT}{dC_l} \right) \text{ по наклону линии ликвидуса;}$$

$$F_{ж} = -kT_{пл} \ln \left(1 + \frac{H}{RT_{пл}^2} \frac{dT}{dC_s} \right) \text{ по наклону линии солидуса,}$$

где H – молярная теплота плавления растворителя; R – универсальная газовая постоянная.

Предлагаемый метод оценки энергии связи примесей с границами зерен является полумпирическим, не базируется на конкретных атомных моделях взаимодействия с границами зерен и потому лишен их недостатков.

Энергию связи примесей $F_{ж}$ определяли тремя описанными выше способами и находили среднее значение. Часто при малой растворимости примеси наклон линии солидуса получали линейной интерполяцией между точкой, соответствующей максимальной растворимости примеси, и точкой плавления растворителя. Следует подчеркнуть, что при больших значениях dC_s/dT (малая растворимость примеси) абсолютное значение $F_{ж}$ велико, энергия связи слабо чувствительна к ошибке в определении наклона линии солидуса, в то время как ошибка в определении наклона линии ликвидуса приводит к резкому изменению расчетного значения $F_{ж}$.

Рассчитанные по описанной методике значения энергии связи $F_{ж}$ для примесей в железе, меди, никеле и серебре приведены в табл. 1 – 4.

Приведенные в табл. 1 данные показывают, что наиболее адсорбционно-активными по отношению к границам зерен в железе являются сера, бор, углерод, фосфор, олово, сурьма. К наиболее адсорбционно-активным примесям в меди можно отнести висмут, селен, серу, свинец, церий, таллий, кальций, фосфор, бор, сурьму и цирконий (табл. 2).

В никеле (табл. 3) высокую адсорбционную активность на границах зерен должны проявлять бор, магний, гафний, цирконий, свинец. В меньшей степени адсорбционно активны на границах зерен никеля сурьма, олово, углерод и бериллий.

На границах зерен поликристаллического серебра должны активно адсорбироваться натрий, висмут, сера, уран, свинец, мышьяк, в меньшей степени – бериллий, галлий и германий (табл. 4).

Таблица 1

Значения $F_{\text{ж}}$ для примесей в железе

Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$	Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$
Al	$0,010 \pm 0,005$	Nb	$0,26 \pm 0,05$
As	$0,22 \pm 0,05$	Ni	$0,04 \pm 0,01$
Au	$0,14 \pm 0,03$	Os	$-0,04 \pm 0,01$
B	$0,39 \pm 0,05$	Pd	$0,10 \pm 0,01$
Be	$0,060 \pm 0,005$	Pt	$0,050 \pm 0,005$
C	$0,30 \pm 0,05$	Re	$-0,09 \pm 0,01$
P	$0,30 \pm 0,05$	Ru	$-0,010 \pm 0,005$
Ce	$0,14 \pm 0,01$	Rh	$0,05 \pm 0,01$
Co	$0,020 \pm 0,005$	S	$0,55 \pm 0,10$
Cr	$0,020 \pm 0,005$	Sb	$0,22 \pm 0,05$
Cu	$0,060 \pm 0,005$	Si	$0,070 \pm 0,005$
Cd	$0,10 \pm 0,01$	Sn	$0,23 \pm 0,05$
Ge	$0,060 \pm 0,005$	Te	$0,21 \pm 0,05$
Ir	$-0,020 \pm 0,005$	Ti	$0,10 \pm 0,01$
La	$0,12 \pm 0,01$	V	$0,020 \pm 0,005$
Mn	$0,05 \pm 0,01$	W	$0,020 \pm 0,005$
Mo	$0,04 \pm 0,01$	Zr	$0,15 \pm 0,03$

Таблица 3

Значения $F_{\text{ж}}$ для примесей в никеле

Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$	Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$
Al	$0,030 \pm 0,005$	Nb	$0,13 \pm 0,02$
B	$0,70 \pm 0,08$	Pb	$0,30 \pm 0,05$
Be	$0,14 \pm 0,03$	Pd	$0,10 \pm 0,01$
C	$0,20 \pm 0,05$	Pt	$0 \pm 0,005$
Co	$0 \pm 0,005$	Re	$-0,6 \pm 0,1$
Cr	$0,030 \pm 0,005$	Ru	$-0,020 \pm 0,005$
Cu	$0,03 \pm 0,01$	Sb	$0,22 \pm 0,05$
Fe	$0,010 \pm 0,005$	Si	$0,12 \pm 0,03$
Ga	$0,10 \pm 0,03$	Sn	$0,20 \pm 0,03$
Hf	$0,45 \pm 0,05$	Ta	$0,06 \pm 0,01$
In	$0,15 \pm 0,03$	V	$0 \pm 0,003$
Mg	$0,7 \pm 0,1$	W	$-0,05 \pm 0,01$
Mn	$0,08 \pm 0,01$	Zn	$0,10 \pm 0,01$
Mo	$0,030 \pm 0,005$	Zr	$0,40 \pm 0,05$

Особые группы во всех четырех металлах-растворителях составляют примеси с положительной энергией связи с границами зерен: в равновесном состоянии их концентрация в объеме зерна должна быть больше, чем на границе.

Выводы. Применен метод оценки энергии связи примесей с границами зерен, основанный на предположении о квазижидкостной структуре границ. Оценены величины энергии связи примесей в железе, меди, никеле и серебре. Выявлены наиболее адсорбционно активные примеси в этих металлах.

Таблица 2

Значения $F_{\text{ж}}$ для примесей в меди

Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$	Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$
Ag	$0,15 \pm 0,01$	Pt	$-0,070 \pm 0,005$
Al	$0,014 \pm 0,005$	S	$0,50 \pm 0,05$
As	$0,20 \pm 0,01$	Sb	$0,25 \pm 0,03$
Au	$0,050 \pm 0,005$	Si	$0,10 \pm 0,01$
B	$0,35 \pm 0,05$	Sn	$0,21 \pm 0,03$
Be	$0,11 \pm 0,02$	Th	$0,20 \pm 0,03$
Bi	$0,8 \pm 0,1$	Ti	$0,18 \pm 0,03$
Ce	$0,43 \pm 0,05$	Zn	$0,040 \pm 0,005$
Fe	$-0,040 \pm 0,005$	Cd	$0,25 \pm 0,05$
Ga	$0,070 \pm 0,001$	Co	$-0,040 \pm 0,005$
Ge	$0,12 \pm 0,01$	Ca	$0,39 \pm 0,05$
In	$0,11 \pm 0,01$	Zr	$0,30 \pm 0,05$
Li	$0,10 \pm 0,01$	V	$-0,040 \pm 0,005$
Mg	$0,20 \pm 0,01$	Cr	$0,08 \pm 0,01$
Mn	$0,060 \pm 0,005$	Rh	$-0,010 \pm 0,003$
Nb	$-0,25 \pm 0,05$	Tl	$0,40 \pm 0,05$
P	$0,28 \pm 0,05$	Pb	$0,50 \pm 0,08$
Pd	$-0,010 \pm 0,005$	Se	$0,6 \pm 0,1$

Таблица 4

Значения $F_{\text{ж}}$ для примесей в серебре

Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$	Примесь	$-F_{\text{ж}}, \text{эВ/ат}$
Al	$0,05 \pm 0,01$	Mn	$-0,010 \pm 0,001$
As	$0,18 \pm 0,02$	Pb	$0,18 \pm 0,02$
Au	$-0,020 \pm 0,005$	Pd	$-0,10 \pm 0,01$
Be	$0,15 \pm 0,02$	Pt	$-0,10 \pm 0,01$
Bi	$0,25 \pm 0,03$	Sb	$0,16 \pm 0,01$
Cd	$0,04 \pm 0,01$	Sn	$0,09 \pm 0,01$
Cu	$0,07 \pm 0,01$	Tl	$0,18 \pm 0,02$
Ga	$0,12 \pm 0,02$	Zn	$0,09 \pm 0,01$
Ge	$0,100 \pm 0,015$	S	$0,200 \pm 0,015$
In	$0,060 \pm 0,005$	U	$0,19 \pm 0,02$
Li	$0,080 \pm 0,005$	Ni	$0 \pm 0,002$
Mg	$0,08 \pm 0,01$	Na	$0,45 \pm 0,05$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мак Лин. Д. Границы зерен в металлах. – М.: Металлургиздат, 1960. – 322 с.
2. Glickman E.E. // Interface Science. 2003. № 11. С. 451 – 459.
3. Курс физической химии. Т. 1. / Я.И. Герасимов, В.П. Древинг, Е.Н. Еремин и др. – М.: Химия, 1969. – 592 с.
4. Сарычев К.Ю., Гликман Е.Э., Дикунцов Ю.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2000. № 6. С. 40, 41.

© 2012 г. К.Ю. Сарычев, В.И. Мясникова, С.В. Коновалов,
И.А. Комиссарова, В.В. Пискаленко
Поступила 3 апреля 2012 г.

УДК 669.14:539.213.536

Р.Б. Абылкалыкова¹, Л.И. Квеглис², Ф.М. Носков²

¹ Восточно-Казахстанский Государственный университет, г. Усть-Каменогорск (Казахстан)

² Сибирский федеральный университет, г. Красноярск

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО – МЕДЬ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Исследование физико-химических процессов, протекающих в зоне контакта сталь – медь при интенсивных динамических нагрузках, представляет существенный интерес. Такие процессы наблюдаются, например, при производстве биметаллической сталемедной проволоки, которое ведется по технологии, основанной на твердофазном соединении стального сердечника с медной оболочкой [1] или на протягивании стального сердечника через медный расплав [2].

Известно, что нерастворимые в равновесных условиях металлы под действием динамических нагрузок могут иметь достаточно широкую область растворимости [3, 4]. В неравновесных условиях, создаваемых динамическими нагрузками, возникают неравновесные структуры, возможность существования которых описывается неравновесной термодинамикой, в частности, теорией локальных равновесий. В этой теории температура, давление и концентрация являются функциями координат и времени. Соответственно экстенсивные переменные (энтропия, внутренняя энергия, масса) описываются соответствующими плотностями. Неравновесное состояние системы характеризуется временем его релаксации. В процессе релаксации к равновесному состоянию возможно появление самоорганизующихся структур или новых фаз.

В работе С.Н. Журкова [5] определяется время τ долговечности изделия металлических сплавов в зависимости от температуры, механических нагрузок, а также от энергии активации релаксации, которая связана с химическим составом сплава, по формуле

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

где τ_0 – предэкспоненциальный множитель, равный по порядку величины периоду тепловых колебаний атомов; U_0 – начальная энергия активации (E_a); γ' – структурно-чувствительная константа материала; σ – механическое напряжение; $R = kN_A$; k – постоянная Больцмана [5]; N_A – число Авогадро; T – температура.

В своей работе Л. Такас [6] анализирует уравнение С.Н. Журкова, считая τ временем релаксации. Л. Такас оценил вклад механических напряжений в процесс структурообразования при механохимических реакциях и определил, что при высоких температурах релаксация структуры описывается формулой Аррениуса. При

$\gamma' \sigma \ll E_a$ процесс описывается уравнением Аррениуса

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

где A – коэффициент, характеризующий частоту столкновений реагирующих молекул [6].

В случае низких температур и высоких давлений (когда $\gamma' \sigma \geq E_a$) процесс структурной релаксации сводится к чисто механохимическому процессу [6].

Ландау и Лившиц [7] показали, что при частотах ω приложения напряжения порядка $1/\tau$ должно выполняться условие $\eta \sim \tau \mu$, здесь η – вязкость материала в жидком состоянии; μ – модуль сдвига вещества в твердом состоянии; τ – время приложения нагрузки. Рассматривая проблемы очень вязких жидкостей и хрупких твердых тел, авторы пришли к выводу, что при больших скоростях приложения нагрузки хрупкое твердое тело может вести себя как вязкая жидкость.

В работах [8, 9] с помощью теории локальных равновесий с привлечением методов молекулярной динамики рассмотрены неравновесные процессы. Удалось показать, что макроскопическая деформация является результатом микроскопических сдвигов за счет кооперативного движения атомов в мезоскопических областях. Авторами предложена модель перестройки групп атомов при низких температурах. Механизм, обеспечивающий такую перестройку, – это движение сдвиговой трансформационной зоны. Предложенная модель названа супер-Аррениусовской релаксацией.

Таким образом, авторами работ [8, 9] фактически объединяются модели Журкова, Ландау-Лившица и Такаса-Аррениуса. В работах С.Н. Журкова время релаксации соответствует периоду тепловых колебаний решетки, а в модели, предложенной в работах [8, 9], это время соответствует времени переключения химических связей с вероятностью

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

здесь $R^{\pm}$ – вероятность переключения химических связей в двух противоположных направлениях; R_0 – коэффициент, который становится равным $R^{\pm}$ при $\alpha = 0$; α – коэффициент внутреннего трения; σ – локальная нагрузка; P – внешнее давление.

Из модели следует, что структурообразование в неравновесных материалах при низких температурах и высоких давлениях может происходить как релаксация. Свободное движение атомов может быть реализовано за счет преодоления активационного барьера в результате большого градиента давления в локализованных областях. Продвижение сдвиговой трансформационной зоны может приводить к расширению области растворимости практически нерастворимых компонентов и к образованию новых фаз.

Согласно работам М.Д. Старостенкова [10] скорость продвижения краудинных кластеров может в 1,5 – 2,0 раза превышать скорость звука в металле.

Следует обратить особое внимание на роль свободного объема, который С.Н. Журковым определен как некоторый структурно-чувствительный параметр γ' . В работах [8, 9, 11] свободный объем определяется как активационный объем, необходимый для смещения атома на критическое расстояние, при достижении которого происходит переключение химической связи.

В результате большого свободного объема и больших давлений (например, в случае кумулятивной струи) должно происходить или образование новой фазы, или расширение области растворимости нерастворимых компонентов. В случае маленького свободного объема и больших давлений (процесс ударной нагрузки при низких температурах) продукты механохимических реакций должны быть другими.

Целью настоящей работы является исследование продуктов реакций структурообразования в зоне контакта образцов меди и железа при различных условиях динамических нагрузок.

В соответствии с диаграммой состояния железо – медь образование твердых растворов или промежуточных фаз при температурах до 600 °С невозможно [12]. В настоящей работе обнаружены соединения железа с медью, которые получены под действием динамических нагрузок при температурах, не превышающих 600 °С.

В настоящей работе стержень из стали марки 40 подвергали воздействию кумулятивной струи, полученной при взрыве медного кумулятивного снаряда по методике, описанной в работе [13]. В результате кумулятивная струя прошла через стальной стержень вдоль его продольной оси, образовав внутри него полость конической формы. Затвердевшие капли этой струи были извлечены из полости стержня. Из стенки полости были вырезаны темплеты. Структура и состав застывших капель, а также край темплета, вырезанного из стенки со стороны полости, исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа с микроанализатором.

В другом эксперименте исследовали диск из стали 08Х18Н10 диам. 60 мм и толщиной 10 мм, который был соединен с аналогичным медным диском и подвергнут совместному ударному нагружению в паровоздушном молоте. Деформация осадки составила 70 %. После механического разъединения соединенных ударной нагрузкой дисков обнаружили визуально остатки меди на стали и остатки стали на меди. Образцы исследовали методами сканирующей электронной микроскопии и микроанализа. Фазовый состав всех образцов определяли методом дифракции рентгеновских лучей в дифрактометре «Bruker».

Эксперимент с кумулятивной струей

Согласно данным работы [13] в экспериментах с кумулятивными струями температура струи обычно не превышает 600 °С, в то время как давление составляет порядка 30 ГПа.

На рис. 1, б приведено изображение края темплета, полученное сканирующим электронным микроскопом (слева на изображении видна поверхность среза темплета, взятого от стенки полости стержня, справа – шероховатая поверхность самой полости).

На рис. 2 представлен энергодисперсионный спектр, полученный сканирующим электронным микроскопом от края полости стержня с помощью электронного зон-

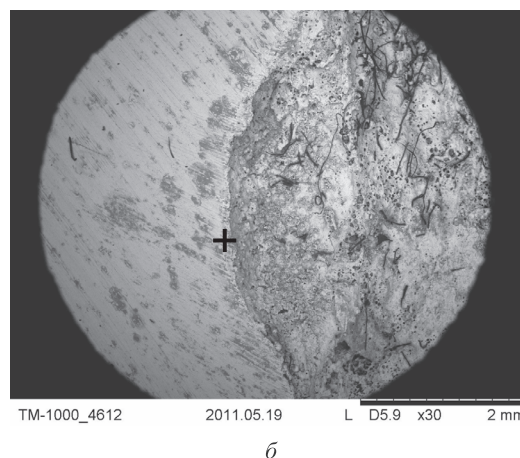
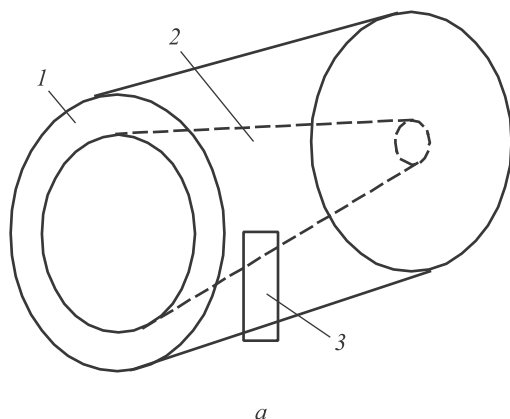


Рис. 1. Схема выреза темплета (а) и изображение, полученное сканирующим электронным микроскопом, торца темплета (б): 1 – стальной стержень; 2 – полость после прохождения кумулятивной струи; 3 – область, из которой вырезан темплет

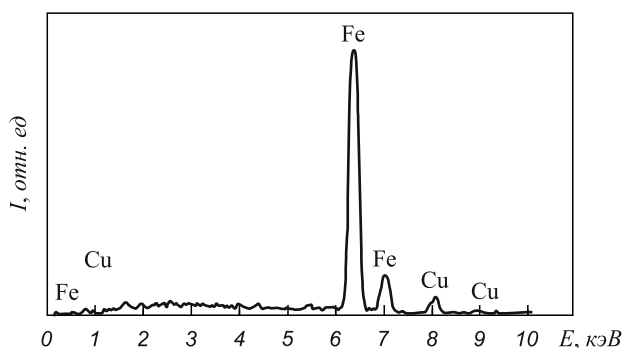


Рис. 2. Энергодисперсионный спектр края каверны темплета (сканирующая электронная микроскопия)

да с торцевой поверхности темплета (область анализа на рис. 1, б отмечена крестиком). На спектре видно присутствие меди на внутренней поверхности полости: 95,1 % Fe, 4,9 % Cu (по массе).

На рис. 3 приведены рентгенограммы стенок полости стержня (черный) и застывшей капли кумулятивной струи (красный), точками показаны табличные рефлексы чистой меди, которую выбрали в качестве эталона. Каждая рентгенограмма соответствует гранецентрированной кубической решетке. Параметры этих решеток незначительно отличаются друг от друга.

По результатам расшифровки дифракционных картин, полученных от стенки полости стержня и застывшей капли, параметр решетки составляет 3,589 и 3,62754 Å соответственно; для сравнения для чистой меди по данным таблиц ASTM и γ -железа при комнатной температуре по данным работы [14] параметр решетки составляет 3,58 и 3,615 Å. Очевидно, что на стенке полости происходило образование твердого раствора замещения меди в железе, а в капле – замещение железа в меди.

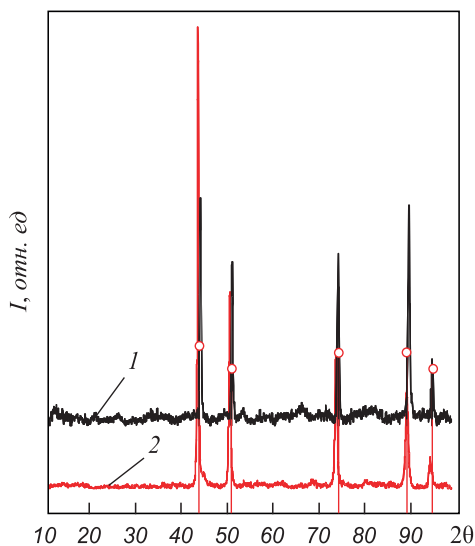


Рис. 3. Картина рентгеновской дифракции стенок полости стержня (1) и затвердевшей капли из кумулятивной струи (2), рефлексы меди (○) по данным таблиц ASTM

Таким образом, взаимодействие кумулятивной струи меди с твердой сталью в условиях высокого давления приводит к существенному повышению растворимости железа в меди и меди в железе. Показатели растворимости многократно превышают возможные величины, соответствующие фазовой диаграмме.

Представляет интерес тот факт, что зафиксированные новые твердые растворы сохраняют тип кристаллической решетки ГЦК, присущей как меди, так и аустенитной фазе железа. Очевидно, присутствие высокого давления стабилизирует высокотемпературную фазу железа [15]. Кроме того, присутствие повышенных количеств растворенной в аустените меди вероятно не позволяет кристаллической решетке ГЦК (неравновесной при комнатной температуре в стали марки 40) превратиться в равновесную решетку ОЦК железа.

Рабочей гипотезой являлась возможность образования новых фаз в экстремальных условиях за счет большой диффузионной подвижности атомов меди и железа в кумулятивной струе. Полученные экспериментальные данные подтверждают эту рабочую гипотезу.

Эксперимент с совместной пластической деформацией

При совместной пластической деформации медного и стального дисков с осадкой 70 % возникают зоны точечного контакта со значительным удельным давлением. Зоны точечного контакта формируются за счет микрошероховатости образцов.

На рис. 4 приведены изображения поверхности железного и медного дисков. Перед началом осадки пластинки были отполированы. После прохождения твердофазного взаимодействия поверхности обоих дисков стали шероховатыми и неоднородными (рис. 4). Анализ неоднородностей проведен с помощью энергодисперсионного метода. Спектр, снятый с неоднородности, обнаруженной на железном диске, представлен на рис. 5. В зоне неоднородности кроме элементов, содержащихся в стали, присутствует медь. Это может свидетельствовать о твердофазной реакции, прошедшей между сталью и медью. Химический состав неоднородности (показана на рис. 4, а крестиком) следующий: 0,6 % Si; 9,7 % Cr; 33,4 % Fe; 2,9 % Ni; 53,3 % Cu (по массе). Исследованная неоднородность содержит значительное количество меди. Результаты исследований химического состава поверхности медного диска показали, что неоднородности на его поверхности значительно обогащены железом и другими компонентами из образца стали.

С целью выяснения возможности прохождения твердофазной реакции между медным и стальным образцами обе поверхности подвергли рентгеновскому фазовому анализу. Рентгенограмма, полученная с поверхности медного образца, приведена на рис. 6 (точками показаны табличные значения рефлексов чистой

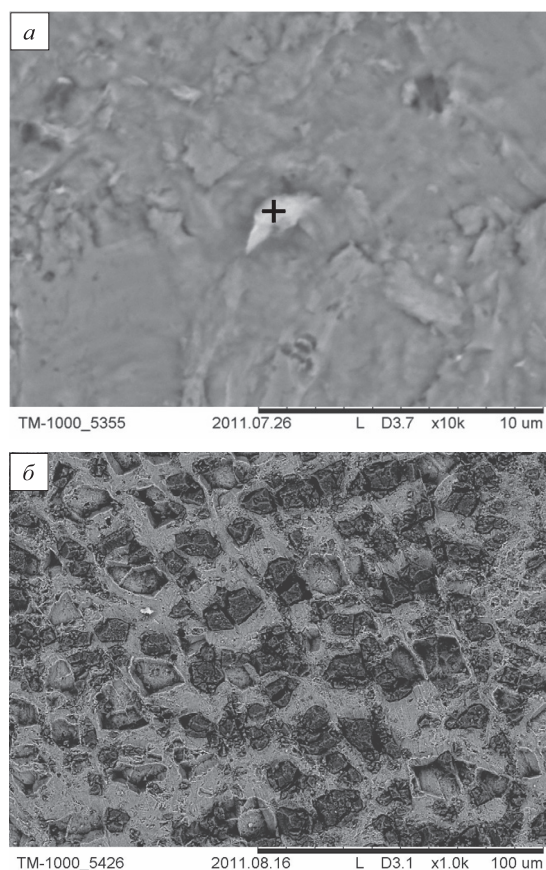


Рис. 4. Изображение поверхности железного (а) и медного (б) дисков после твердофазного взаимодействия (сканирующая электронная микроскопия)

меди, которую выбрали в качестве эталона). Анализ интенсивностей рефлексов дифракции рентгеновских лучей свидетельствует о возникновении текстуры с осью зоны [200]. Рефлекс от плоскостей (111), который должен быть самым интенсивным (эталонные точки), имеет интенсивность меньшую, чем рефлекс от плоскостей (200). Такое перераспределение возможно, когда под действием механической нагрузки, приводящей к возникновению текстуры, зерна испытывают деформацию по схеме сдвиг – поворот [16].

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

Под действием механических нагрузок в твердых образцах меди и стали в зонах точечных контактов при ударе создаются высокие концентрации напряжений. В результате, согласно данным работы [13], происходит переключение химических связей и механохимические реакции. Такие реакции могут проходить со скоростью, равной или большей скорости звука [10]. В этом случае энергия механического удара может адиабатически переходить во внутреннюю энергию (энергию межатомных связей) [17, 18]. Переключение химических связей происходит у атомов, расстояние

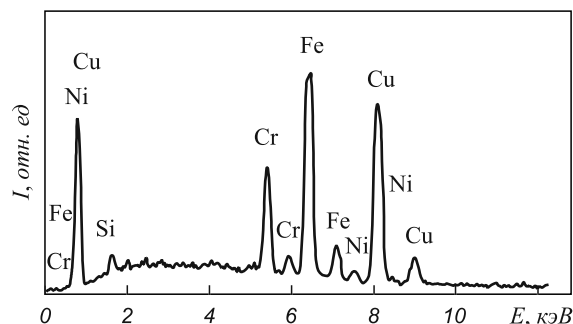


Рис. 5. Энергодисперсионный спектр (сканирующая электронная микроскопия) от железного диска после твердофазного взаимодействия

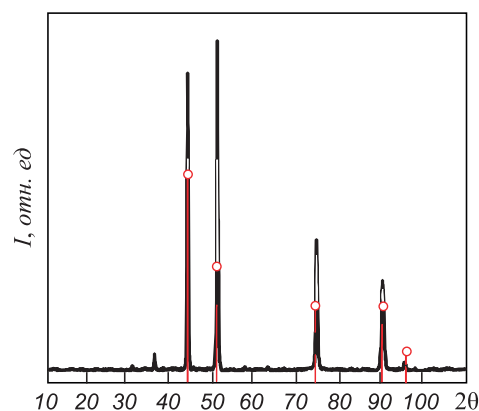


Рис. 6. Совмещенная картина рентгеновской дифракции, полученная от пластинки меди после твердофазного взаимодействия со стальным образцом, и рефлексы меди (O) по данным таблиц ASTM

между которыми оказывается меньше (или больше) критического [11].

Рассмотрим различия фазообразования в чисто твердофазной реакции и реакции кумулятивная струя – твердая фаза. В случае кумулятивной струи турбулентный поток меди вовлекает в струю атомы железа. При этом их взаимная растворимость повышается за счет жидкофазной диффузии под высоким давлением. Процесс затвердевания идет с образованием ГЦК решетки, характерной как для меди, так и для железа, подвергнутого высокому давлению [15]. Образования промежуточных фаз не происходит, поскольку атомы меди и железа при турбулентном движении имеют достаточно большой свободный объем, система атомов не является «туго зажатой». В этом случае у каждого атома существенно больше степеней свободы, чем в твердофазной системе, где число степеней свободы атомов жестко ограничено. Поэтому в эксперименте с кумулятивной струей происходят формирование плотной упаковки атомов и образование ГЦК решеток как результат наследования строения исходных компонентов. Этому способствует ударная волна с гигантским кратковременным градиентом давления.

В случае твердофазных реакций между дисками из меди и стали система атомов в зоне контакта оказывается «туго зажатой». В такой системе может происходить

переключение химических связей по схеме сдвиг – поворот на атомных масштабах [19]. Полученные результаты являются доказательством того, что для переключения химических связей и формирования новых фаз в системах, образованных нерастворимыми друг в друге компонентами, необходимо, чтобы система обладала ограниченным свободным объемом при реализации механизма сдвиг – поворот на атомных масштабах. Реализация механизма сдвиг – поворот на мезоскопических масштабах может быть следствием кооперативных движений атомов, рассмотренных авторами теории зон сдвиговой трансформации.

Выводы. Исследованы процессы структурообразования на границе раздела практически нерастворимых друг в друге компонентов железа и меди при различных условиях приложения динамической нагрузки. Обнаружено, что в случае взаимодействия кумулятивной медной струи со стальным стержнем происходит образование твердых растворов замещения на основе ГЦК решеток железа и меди соответственно в более широких областях, чем это возможно по диаграмме фазовых равновесий. При взаимодействии твердофазных образцов стали и меди, подвергнутых совместной осадке, могут формироваться продукты механохимических реакций, имеющих структуру, отличную от структуры исходных компонентов.

Авторы благодарят Г.А. Швецова и А.Д. Матросова (Институт гидродинамики СО РАН) за любезно предоставленные образцы и полезные обсуждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рашников С.Ф., Щербо Ю.А., Ситников И.В. и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2006. № 4. С. 52 – 54.

2. Вдовин К.Н., Кольга М.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2010. № 4. С. 33 – 35.
3. Григорьева Т.Ф., Барина А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. – Новосибирск: Параллель, 2008. – 312 с.
4. Sauvage X. Mechanical alloying of Cu and Fe induced by severe plastic deformation of a Cu-Fe composite // Acta Materialia. 2005. Vol. 53. P. 2127 – 2135.
5. Журков С.Н., Санфиорова Т.П. // ЖТФ. 1958. Т. 28. С. 1719 – 1726.
6. Takacs L. // J. Met. 2000. № 52. P. 12, 13.
7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. – М.: Наука, 1965, – 202 с.
8. Falk M.L., Langer J.S. Shear transformation zone theory elasto-plastic transition in amorphous solids // Phys. Rev. 1998. Vol. E57. P. 7192 – 7204.
9. Lemaître A., Carlson J. Boundary lubrication with a glassy interface // Phys. Rev. 2004. Vol. E69. P. 061611 (1 – 18).
10. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Барчук А.А., Медведев Н.Н. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. № 3. С. 83 – 88.
11. Сандитов Д.С. // ДАН. 2003. Т. 390. № 2. С. 209 – 213.
12. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 2. / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
13. Швецов Г.А., Матросов А.Д. // Прикладная механика и техническая физика. 2004. № 2. С. 147 – 155.
14. Reppelhoff W. // Phys. Rev. 1994. Vol. 49. P. 6012 – 6017.
15. Орленко Л.П. Физика взрыва и удара. – М.: Физматлит, 2006. – 304 с.
16. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. // Физическая мезомеханика. 2008. Т. 11. № 2. С. 9 – 30.
17. Зельдович Я.Б., Райзер Ю.П. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. – М.: Физматлит, 2008. – 656 с.
18. Родунер Э. Размерные эффекты в наноматериалах. – М.: Техносфера, 2010. – 268 с.
19. Томпсон Д.М. Неустойчивости и катастрофы в науке и технике. – М.: Мир, 1985. – 289 с.

© 2012 г. Р.Б. Абылкалыкова,
Л.И. Квеглис, Ф.М. Носков
Поступила 10 апреля 2012 г.

УДК 669.04:539.097:539.376

**В.В. Сизов¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов²,
С.В. Воробьев¹, С.В. Коновалов¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
² Институт сильноточной электроники СО РАН

ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х23Н18, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И МНОГОЦИКЛОВОМУ НАГРУЖЕНИЮ*

подавляющее большинство сталей, используемых в промышленности, находится в поликристаллическом

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (гос. контракт № 02.740.11.0538), гранта президиума РАН (проект № 27.4) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-00092а).

состоянии. Важнейшими, существенно влияющими на свойства параметрами зеренной структуры, формирующейся в материале при различных способах обработки, являются средний размер зерен, степень совершенства зерен, характер и степень разнотекстурности материала, наличие и характер текстуры, степень неравноосности зерен [1, 2]. Развитие техники постоянно выдвигает

вопросы повышения требований к материалам, эксплуатирующимся в условиях циклических нагрузок. Повышение усталостной долговечности нержавеющих сталей и, соответственно, безопасных сроков эксплуатации изделий из них, может быть достигнуто путем электронно-пучковой обработки [3 – 6].

Целью настоящей работы является анализ состояния зеренной структуры стали 20Х23Н18, формирующейся в поверхностном слое в результате облучения высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком, и ее эволюции при последующих усталостных испытаниях до разрушения.

В настоящей работе исследована сталь аустенитного класса 20Х23Н18 [7]. Предварительная термическая обработка стали заключалась в охлаждении образцов на воздухе после выдержки в течение 2 ч при температуре 1150 °С. Усталостные испытания проводили на специальной установке для асимметричного консольного изгиба. Параметры испытаний: напряжение нагрузки 20 МПа, частота повторения 20 Гц, температура 293 К; число циклов до разрушения составляло примерно $1,5 \cdot 10^5$. Форма и размеры образцов для усталостных испытаний не отличались от описанных в работах [3 – 6, 8]. Образцы (как и в работах [3 – 6, 8]) имели концентратор напряжений в виде выреза полуокружностью радиусом 10 мм. Перед усталостными испытаниями часть образцов подвергали облучению высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком на установке «СОЛО» (Институт сильноточной электроники СО РАН) [9]. Параметры обработки: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов (E_s) 20 и 30 Дж/см² при длительности импульса воздействия (t) 50 мкс (режимы 1 и 2), 40 Дж/см² при длительности импульса воздействия 150 мкс (режим 3);

плотность мощности пучка электронов $W_s = E_s/t$ составляла при этом $0,4 \cdot 10^6$, $0,6 \cdot 10^6$ и $0,27 \cdot 10^6$ Вт/см² в режимах 1, 2 и 3 соответственно; количество импульсов воздействия $N = 3$; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹; давление остаточного газа (аргона) в рабочей камере установки составляло примерно 0,02 Па.

Исследования фазового состава и зеренной структуры стали в исходном состоянии, после обработки электронным пучком и после усталостных испытаний осуществляли методами металлографии травленого шлифа (микроскоп OLYMPUS GX71, оснащенный цифровой камерой DP70 с программным обеспечением Image Scope M), сканирующей (микроскоп SEM-515 «Philips») и просвечивающей (микроскоп ЭМ-125) электронной микроскопии.

В исходном состоянии исследуемая сталь является поликристаллическим агрегатом (рис. 1, а), средний размер зерен составляет 41,4 мкм, размеры реальных зерен изменяются в пределах 11,4 – 88,7 мкм (рис. 1, б). Характерным элементом зеренной структуры стали в исходном состоянии являются микродвойники (рис. 1, а). Исследуемая сталь не является однофазным материалом. Вдоль границ зерен в виде протяженных прослоек (рис. 1, в), реже в объеме зерен в виде частиц округлой формы (рис. 1, з) выявляются частицы второй фазы. Поперечные и продольные размеры частиц, расположенных вдоль границ зерен, изменяются в пределах 40 – 100 нм и 0,2 – 1,0 мкм соответственно.

Деформация стали в условиях усталостного нагружения сопровождается изменением состояния зеренного ансамбля материала (состояние зеренного ансамбля исследовали в слое, прилегающем к поверхности разрушения стали) (рис. 2, а, в). Многоцикловое усталостное нагружение до разрушения привело к уменьшению

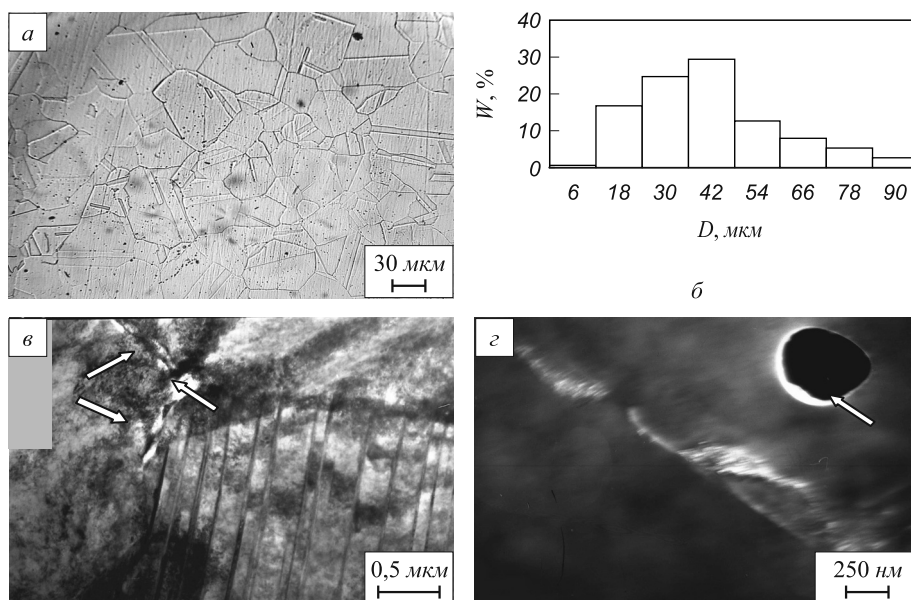


Рис. 1. Полученная путем металлографии травленого шлифа зеренная (а) и полученная методом просвечивающей электронной микроскопии внутриверенная (в, з) структуры поверхностного слоя стали 20Х23Н18 в исходном состоянии, а также распределение зерен по размерам в этом слое (б). На поз. в и з стрелками показаны частицы второй фазы

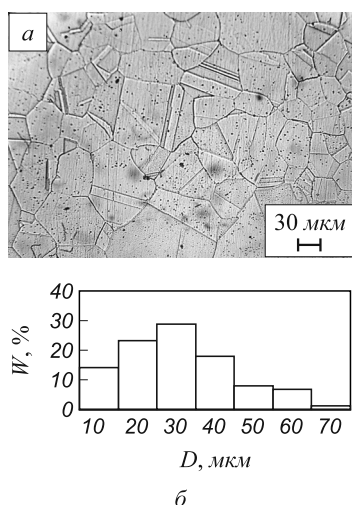


Рис. 2. Изображения зеренной структуры (а, в) и распределение зерен по размерам (б) в поверхностном слое стали 20X23N18 в исходном состоянии в зоне усталостного разрушения. На поз. в стрелками показаны микротрещины

среднего размера зерен примерно в 1,3 раза до 31,3 мкм, размеры реальных зерен стали в разрушенном состоянии изменяются в пределах 8,6 – 71,3 мкм (рис. 2, б). Сопоставляя гистограммы (рис. 1, б и рис. 2, б), можно отметить, что уменьшение среднего размера зерен разрушенного образца обусловлено снижением и минимального, и максимального размеров зерен в разру-

шенном материале по сравнению с размерами зерен в материале в исходном состоянии.

В объеме зерен разрушенной стали (как и зерен стали в исходном состоянии) наблюдаются многочисленные микродвойники. Особенностью структуры разрушенного материала является наличие микротрещин, распространяющихся как вдоль границ, так и по объему зерен (рис. 2, в). Как правило, микротрещины располагаются параллельно поверхности разрушения образца в несколько слоев.

Обработка поверхности облучения по режимам 1, 2 и 3 привела к уменьшению среднего размера зерен до 21,3 мкм (рис. 3), 18,4 и 22,5 мкм (рис. 4) соответственно.

Размеры реальных зерен стали, обработанной по режиму 1, изменяются в пределах 4,6 – 67,0 мкм, следовательно, электронно-пучковая обработка сдвигает спектр размеров зерен стали в сторону малых величин (рис. 1, б и рис. 3, б). Высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя стали приводит к формированию ячеистой структуры (рис. 3, з). Размеры ячеек зависят от их расположения в зерне, а именно, средний размер ячеек, расположенных в объеме зерен и в приграничных областях зерен, составляет 210 и 630 нм соответственно.

В объеме зерен наблюдаются следы скольжения (рис. 3, а), что говорит о формировании в поверхностном слое стали полей напряжений, величина которых превышает предел текучести материала. В отдельных случаях вдоль границ зерен выявляются микротрещины (рис. 3, а). Это также указывает на высокий уровень напряжений, формирующихся в поверхностном слое стали при высокоскоростном охлаждении, реализующемся при электронно-пучковой обработке.

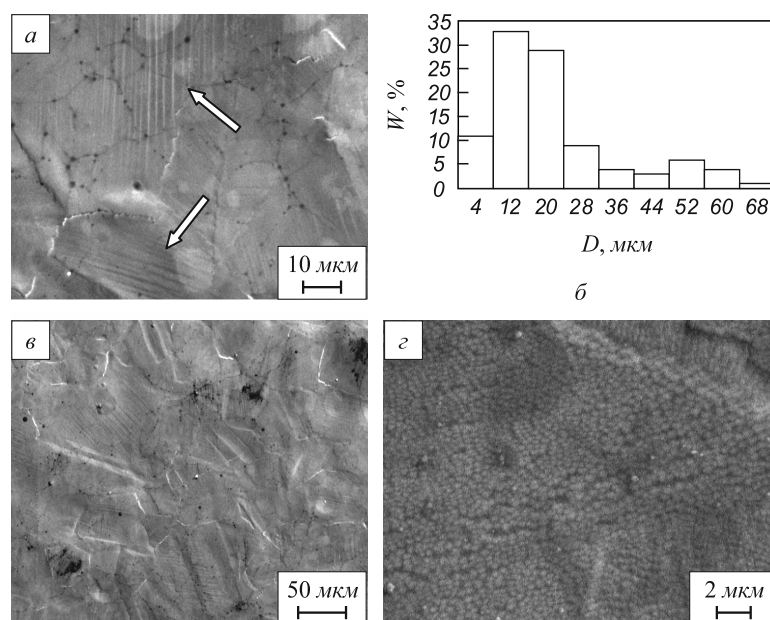


Рис. 3. Изображения зеренной (а, в) и внутризеренной (г) структуры, формирующейся в поверхностном слое стали 20X23N18 при облучении по режиму 1, а также распределение зерен по размерам в этом слое (б). На поз. а стрелками показаны следы скольжения

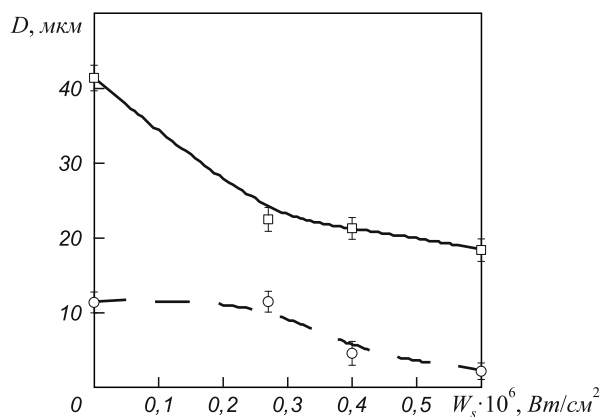


Рис. 4. Зависимость среднего (—) и минимального (---) размеров зерен поверхностного слоя стали 20Х23Н18, обработанной высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком, от плотности мощности пучка электронов

Зеренная структура поверхностного слоя стали, обработанной по режимам 2 и 3, весьма неоднородна, размеры реальных зерен изменяются в пределах 2,2 – 85,8 мкм (режим 2) и 11,5 – 86,0 мкм (режим 3). Зерна, размеры которых составляют единицы микрометров, располагаются группами преимущественно в стыках границ зерен, что может указывать на протекание в стали процесса рекристаллизации, инициированного высоким уровнем напряжений, возникающих в материале при высокоскоростном охлаждении.

Размеры ячеек, сформированных в слое после обработки по режиму 2, зависят от расположения в зерне; в объеме зерен средний размер ячеек составляет 200 нм, в приграничных областях – 600 нм. Размеры ячеек кристаллизации при режиме обработки 3 изменяются в пределах 300 – 400 нм и практически не зависят от расположения относительно границы зерна.

Таким образом, исследования морфологии поверхности облучения, выполненные методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, выявили поликристаллическую структуру, средний и минимальный размер зерен снижаются при увеличении плотности мощности пучка электронов.

Анализ зеренной структуры лицевой поверхности разрушенного образца, обработанного электронным пучком по режиму 1, выявил поликристаллическую структуру, средний размер зерен составляет 25,4 мкм и практически совпадает со средним размером зерен стали, облученной перед усталостными испытаниями (рис. 3, б). Размеры реальных зерен изменяются в пределах 5 – 80 мкм, что близко к интервалу изменения размера зерен, сформировавшихся в стали при обработке электронным пучком (рис. 3, б). Последнее может свидетельствовать о малой подвижности границ зерен стали, обработанной электронным пучком в выбранном режиме облучения, что обеспечивается, как отмечалось выше, присутствием на границах частиц карбидной фазы (рис. 3, а).

В объеме зерен выявляется ячеистая субструктура, причиной формирования которой являются высокие скорости охлаждения стали на стадии облучения поверхности образцов электронным пучком. Размеры ячеек (как и в случае, отмеченном выше) зависят от их расположения в зернах, а именно, средний размер ячеек, расположенных в объеме зерен, составляет 250 нм, расположенных в приграничных областях зерен – 750 нм.

Средние размеры зерен усталостно разрушенной стали, предварительно обработанной по режимам 2 и 3, составляют 27,8 и 24,3 мкм соответственно. Размеры реальных зерен изменяются при этом в пределах 3 – 132 мкм (режим 2) и 4 – 133 мкм (режим 3).

Следовательно, усталостные испытания предварительно облученной электронным пучком стали сопровождаются существенным расширением спектра зерен в сторону больших размеров. Это может указывать на протекание в стали процесса собирательной рекристаллизации, инициированной усталостными испытаниями.

Усталостные испытания не привели к разрушению структуры ячеистой кристаллизации. Размеры ячеек при обработке по режимам 2 и 3 меняются в пределах 250 – 400 нм.

При всех режимах обработки в объеме зерен обнаруживаются многочисленные следы скольжения, свидетельствующие о протекании в поверхностном слое стали пластической деформации (рис. 5, в). Напомним, что следы скольжения наблюдались в данных образцах уже после облучения и были инициированы, как отмечалось выше, закалочными напряжениями, величина которых превышает предел текучести материала. Характерным элементом структуры разрушенной стали являются микротрещины, распространяющиеся преимущественно вдоль границ зерен (рис. 5, а, в).

Закономерности изменения зеренной структуры стали, облученной электронным пучком и разрушенной при усталостных испытаниях (рис. 6), свидетельствуют о том, что с увеличением плотности мощности пучка электронов средний размер зерен в зоне разрушения стали увеличивается, в то время как усталостное нагружение стали в исходном состоянии сопровождается уменьшением среднего размера зерен.

Выводы. Электронно-пучковая обработка приводит к существенному измельчению зеренной структуры стали. Высказано предположение о протекании в стали процесса динамической рекристаллизации, инициированного высоким уровнем напряжений, возникающих в материале при высокоскоростном охлаждении. Выявлено формирование в объеме зерен ячеек при высокоскоростной кристаллизации стали. Размеры ячеек зависят от расположения в зерне: в объеме зерен средний размер ячеек составляет 200 – 400 нм, в приграничных областях – приблизительно 600 нм. Установлено, что ячейки кристаллизации не разрушаются в условиях многоциклового усталостного нагружения. Усталостные испытания стали 20Х23Н18 сопровождаются процес-

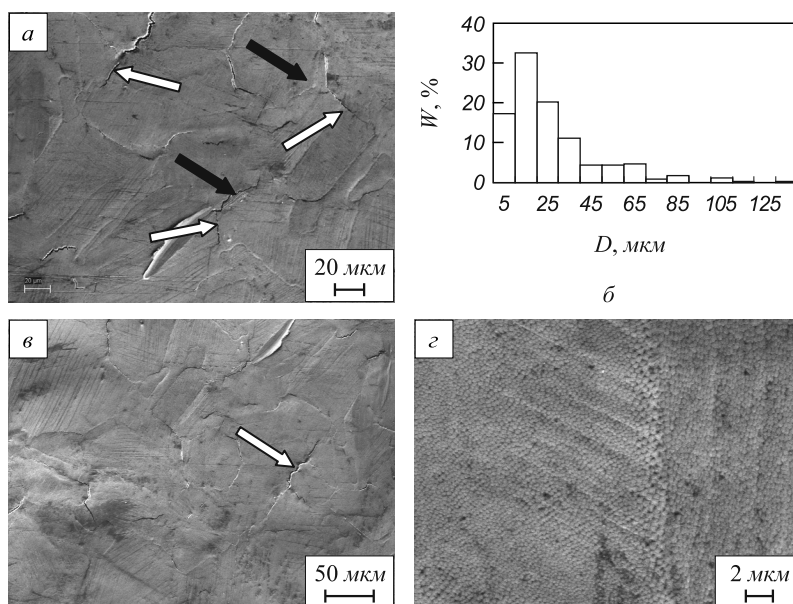


Рис. 5. Изображения зеренной (а, в) и субзеренной (г) структуры, формирующейся в поверхностном слое стали 20Х23Н18 при облучении по режиму 2 и последующем усталостном нагружении, а также распределение зерен по размерам в этом слое (б). На поз. а темными стрелками показаны группы зерен, размеры которых составляют единицы микрометра; на поз. а и в светлыми стрелками показаны микротрещины

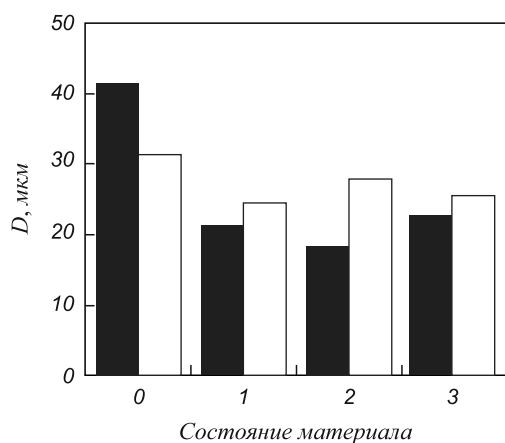


Рис. 6. Диаграмма изменения средних размеров зерен стали 20Х23Н18 в исходном состоянии (0) и после облучения электронным пучком при $W_s = 0,4 \cdot 10^6$ Вт/см² (1), $W_s = 0,6 \cdot 10^6$ Вт/см² (2), $W_s = 0,27 \cdot 10^6$ Вт/см² (3):

■ – исходное состояние (0) и после обработки по режимам 1 – 3;
□ – после разрушения в результате усталостных испытаний

сом динамической рекристаллизации. Многоцикловые усталостные испытания стали в исходном состоянии приводят к снижению среднего размера зерен в зоне разрушения материала, после предварительной обработки электронным пучком – к его увеличению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
2. Рекристаллизация металлических материалов / Ред. Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Воробьев С.В. и др. // Физ. мезомеханика. 2011. Т. 14. № 6. С. 111 – 116.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В. и др. // ФММ. 2011. Т. 112. № 1. С. 85 – 93.
5. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 5. С. 61 – 69.
6. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физ. мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. С. 75 – 82.
7. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
8. Физические основы повышения усталостной долговечности нержавеющей сталей / Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов и др. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 302 с.
9. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. – В кн.: Структура и свойства перспективных металлических материалов / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345 – 382.
10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.

© 2012 г. В.В. Сизов, В.Е. Громов,
Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев,
С.В. Коновалов
Поступила 12 марта 2012 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.162.263

В.Ю. Рыболовлев¹, А.В. Краснобаев¹, Н.А. Спирин², В.В. Лавров²

¹ ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ПРОБЛЕМЫ СОЗДАНИЯ СОВРЕМЕННЫХ ИНФОРМАЦИОННО-МОДЕЛИРУЮЩИХ СИСТЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛУРГИИ

В настоящее время на передовых металлургических предприятиях России функционируют мощные распределенные базы и банки данных. Это позволяет практически полностью решать проблемы хранения, контроля, защиты, ввода, редактирования и извлечения информации, а также формирования необходимых отчетных данных. В то же время отечественный и зарубежный опыт убедительно доказывает, что развитие предприятий металлургического комплекса, решение проблем энергосбережения, повышения качества и конкурентоспособности продукции на мировом рынке требуют усовершенствования систем оценки достоверности получаемой информации, систем использования информации, применяемых как для управления технологическими процессами, так и управления производством в целом. Информация сама по себе, как таковая, зачастую мало что дает для анализа и прогноза, для принятия решений и контроля за их исполнением. Необходимы надежные способы оценки ее достоверности и переработки информационного «сырья» в готовый продукт.

Конечная цель разработок систем управления технологическими процессами в металлургии – создание системы, обеспечивающей нормальную работу производства в целом при минимальной себестоимости продукции с учетом ограничений, обусловленных требованиями к ее качеству, технологии и возможностями оборудования. В области управления технологическими процессами в металлургии необходимо на основе разработки средств получения объективной информации о параметрах технологического процесса и имеющихся возможностей использования средств интеллектуального обеспечения максимально приблизить управление производством к автоматизированному. При анализе работы агрегата его следует рассматривать как управляемую технологическую систему. Для управления должны быть использованы подсистемы измерений, оценивания, хранения, обработки, представления информации, а также интеллектуальные системы управления, включая блок прогнозирования.

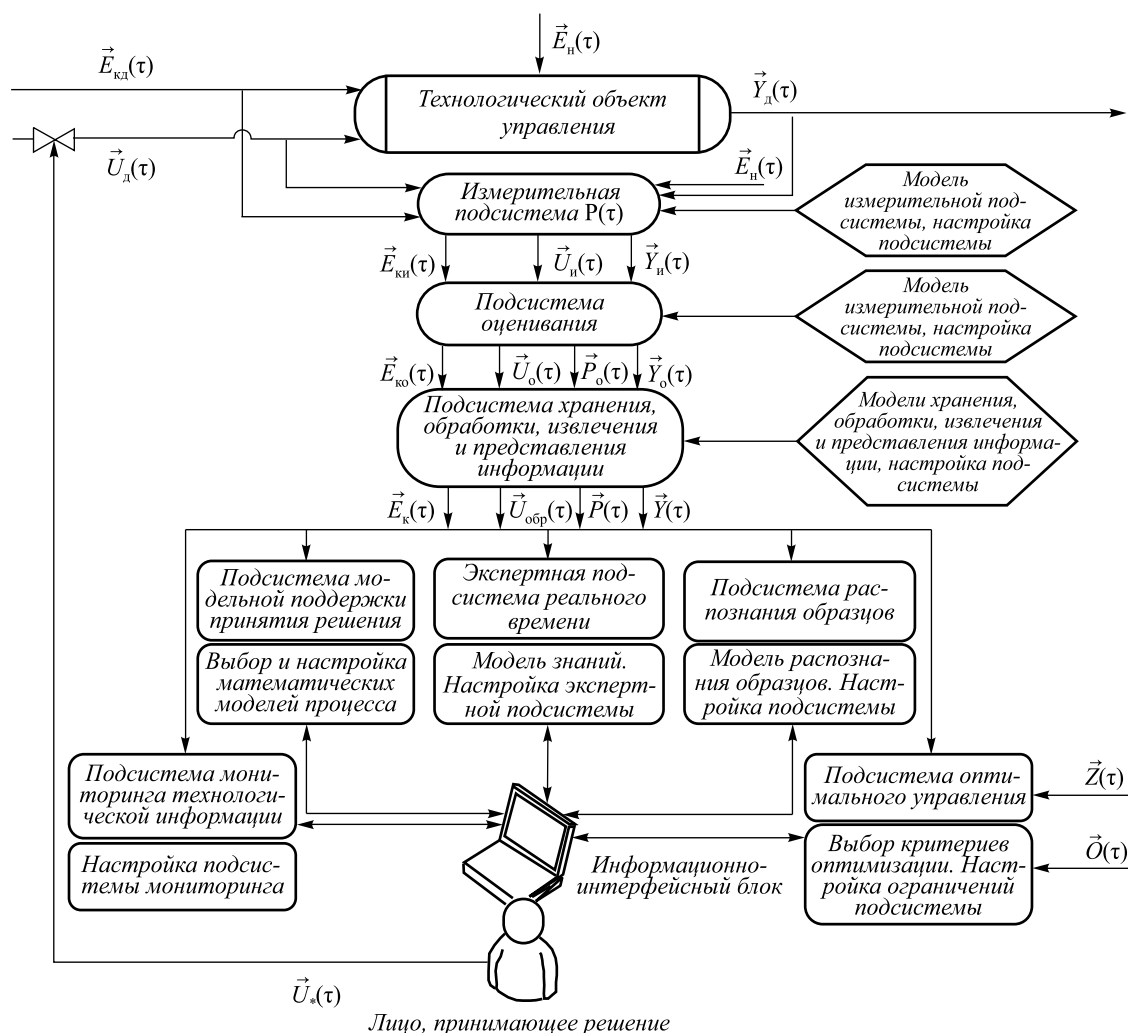
Автоматизированный технологический комплекс в металлургии как объект контроля и управления характеризуется следующими признаками [1 – 5]:

- большим объемом контролируемых переменных и расчетных признаков;
- низкой прозрачностью процесса из-за отсутствия возможности непосредственного контроля развития отдельных его стадий;
- существенным запаздыванием в получении информации о выходных показателях процесса, в связи с чем результаты непосредственного контроля часто не позволяют определять первопричину расстройств хода технологического процесса;
- глубокой взаимосвязью всех процессов плавки при ограниченности ресурсов на управление;
- наличием случайных измерительных помех различной природы и характера, что снижает качество информации.

Комплексный подход к учету всей совокупности перечисленных признаков диктует необходимость построения современных информационно-управляющих систем в металлургии [4 – 7].

На рисунке приведена обобщенная структура современной автоматизированной интеллектуальной системы управления сложного металлургического агрегата, характеризующая основные этапы обработки и использования информации. Заметим, что количество контролируемых входных параметров сложных металлургических агрегатов, например доменной печи, составляет более 300 (с учетом показателей химического состава и массы отдельных компонентов шихты); управляющих воздействий «сверху» и «снизу» около 10 (система загрузки, дутьевые параметры и т.д.); основных управляемых выходных показателей процесса более 10.

Показателями (целевой функцией, критериями) технологической эффективности работы печи, технологического персонала и информационной системы являются: удельный расход кокса, производительность печи, выход кондиционного чугуна по содержанию



Структура современной интеллектуальной системы управления технологическим процессом:

$\vec{Y}$ – выходные параметры; $\vec{U}$ – управляющие воздействия; $\vec{P}$ – параметры внутреннего состояния объекта; $\vec{E}$ – помехи; $\vec{Z}$ – цели управления; $\vec{O}$ – ограничения системы; индексы характеризуют: «д» – действительное значение, «н» – неконтролируемые параметры, «и» – измеренные значения, «о» – оценку параметров, «*» – оптимальные значения управляющих воздействий, «к» – контролируемые возмущения

в нем серы, температура жидких продуктов плавки в соответствии с требованиями последующего сталеплавильного производства. При этом должны быть выполнены ограничения на технологию доменной плавки, т.е. обеспечена минимальная вероятность попадания технологического состояния печи в так называемые критические области (критические, аварийные режимы работы).

Работа агрегатов комплекса находится под постоянным наблюдением сменных технологов, за которыми остается ведущая роль при решении многих задач управления. В связи с этим такой технологический комплекс следует относить к классу интерактивных человеко-машинных, автоматизированных информационно-управляющих систем. Архитектура современных АСУ ТП доменных печей характеризуется применением передовых системотехнических решений и строится на принципах стандартности, модульности, распределенности, открытости; обеспечения требуемыми метрологическими характеристиками измеритель-

ных каналов во всем диапазоне внешних воздействий окружающей среды; способности работать в широком диапазоне температур, вибраций, электромагнитных, электрических и сетевых помех; надежности с временем наработки на отказ более 50 000 ч; сопряженности измерительных средств с обширным парком датчиков и исполнительных механизмов.

Следует отметить особую роль математических моделей. Известный русский академик А.Н. Крылов в 1937 г. еще в период зарождения вычислительной техники и информатики предупреждал, «что если в вычислительное устройство загрузить информационный мусор, то на выходе вычислителя получим также мусор». Последующий опыт показывает, что только использование адекватных моделей разного класса (математических моделей технологических процессов, моделей знаний, моделей распознавания образов, моделей данных и т. п.) может обеспечить успешность и эффективность функционирования информационных систем. Интеллектуальным ядром такой переработки информа-

ции являются математические модели технологических процессов.

Заметим, что математическое содержание проблемы управления в трудах крупных математиков получило существенное развитие [8, 9]. В то же время академик РАН А.А. Красовский совершенно справедливо отмечал, что «... в развитии современной теории управления с точки зрения практики далеко не все обстоит благополучно. Классическую теорию автоматического управления в основном создавали инженеры для инженеров. Современную теорию управления создают в основном математики для инженеров и во все большей мере математики для математиков» [8]. Последнее с точки зрения практики вызывает определенное беспокойство. Главное негативное влияние на практическое внедрение методов современной теории управления оказывает масса оторванных от практических потребностей и возможностей работ интересных в математическом отношении, но пока бесплодных в отношении современных приложений. Нельзя отрицать право на существование математической современной теории управления как раздела математики, развивающегося по собственным законам и находящего применение по мере возникновения соответствующих потребностей. Однако такая математическая сторона современной теории управления должна быть достаточно четко выделена по отношению к прикладной ее стороне. Главная проблема заключается в принципиальном игнорировании многими математиками такого фундаментального понятия, как физическая сущность и индивидуальные особенности управляемого объекта [9]. Если на начальном этапе развития классической теории автоматического управления, а в последующем в математической теории оптимального управления, такое абстрагирование от физического содержания, несомненно, было полезным с точки зрения разработки основ теории, то на сегодняшний день развитие теории управления требует возврата и учета основополагающих свойств объекта управления, но уже на новом качественном уровне развития современной прикладной теории управления. В современной теории математическое содержание во многом подавляет физическое начало, формальный вычислительный подход не может быть перспективным направлением в развитии прикладной теории управления несмотря на мощь современной вычислительной техники [9, 10]. Следует особо подчеркнуть, что «компьютерная эйфория», сводящая сложную проблему математического моделирования технологических процессов и синтеза систем управления лишь к вычислительной мощности ЭВМ, полностью себя исчерпала.

Несмотря на информатизацию, развитие вычислительной математики и алгоритмов идентификации банки сертифицированных (верифицированных) математических моделей остаются слабо заполненными. Это связано с большими интеллектуальными и временными затратами на создание адекватных математических

моделей сложных процессов и систем. Для новых процессов и систем высокой сложности это создает большие трудности, так как эти процессы и системы, как правило, не могут функционировать без управления, а математическая модель часто не может быть идентифицирована и сертифицирована без реально функционирующей системы. Методологической основой создания моделей технологических процессов являются общая теория систем и системный анализ [10]. При использовании этой методологии модель технологических процессов состоит из математических моделей не только отдельных элементов, но и взаимодействия между элементами и внешней средой, описываемых оператором взаимодействия (взаимосвязи). Каждый элемент математической модели может иметь различную степень детализации математического описания. Важно лишь, чтобы входные и выходные параметры всех элементов модели находились во взаимном соответствии, что обеспечит получение замкнутой системы уравнений математической модели процесса в целом. В идеале математическое описание каждого элемента должно включать уравнения, параметрами которых являются только физико-химические свойства веществ. Однако получить такое фундаментальное описание свойств всех элементов, их взаимосвязей при существующем уровне знаний и исследований некоторых явлений металлургических процессов в настоящее время не всегда представляется возможным. Это связано еще и с тем чрезвычайным усложнением математического описания свойств элементов, что оно само по себе приводит к резкому усложнению математической модели процесса в целом и, кроме того, вызывает существенные вычислительные трудности при ее реализации. В связи с этим при практическом использовании описанного алгоритма на том или ином уровне детализации приходится применять и эмпирические соотношения.

Проиллюстрируем эти положения на примере доменного процесса. Современный уровень математического описания явлений в доменной печи не позволяет вскрыть все тонкости доменного процесса [1 – 3]. В настоящее время даже при самом строгом теоретическом учете всех особенностей процесса невозможно избавиться от массы коэффициентов, определяемых опытным путем. Из-за вынужденных упрощений (ограничения количества рассматриваемых зон, описания отдельных участков доменной печи, рассмотрения только стационарного состояния) эти модели носят конкретный характер, определяемый поставленными задачами. Составление и решение системы дифференциальных уравнений, описывающих закономерности тепло- и массообмена с учетом кинетики протекающих в объеме печи химических реакций, лежат в основе кинетических моделей доменного процесса [12 – 16]. Как показывает практика, кинетические модели позволяют решать определенный круг практических задач: получать температурные и концентрационные поля домен-

ной печи при плавке специальных чугунов, вдувании горячих восстановительных газов; оценивать влияние на показатели работы печи таких параметров плавки, как восстановимость, степень металлизации железорудных материалов, реакционная способность кокса; определять общие закономерности динамических характеристик печи по различным каналам. В ряде случаев кинетические модели обогащаются моделями газодинамики, что расширяет область их применимости [14, 15]. При условиях значительного расширения методов численного моделирования и дальнейшего исследования доменного процесса в перспективе появятся реальные предпосылки для использования полных аналитических кинетико-математических моделей доменного процесса с большими возможностями.

В то же время сегодня существуют серьезные проблемы при создании и использовании кинетических моделей этого класса [17], которые сводятся к следующим:

- отсутствие достаточных данных для достоверного описания процессов, протекающих в нижней части печи; так, нет надежных данных о зависимости скоростей восстановления железа и кремния от температуры, состава шлака и кокса, о коэффициентах теплоотдачи между газом, коксом и жидкими продуктами плавки, не поддается полному математическому описанию продолжительность пребывания чугуна и шлака между горизонтами перехода в жидкое состояние и уровнем фурм;
- проблематичность учета влияния неравномерности распределения компонентов шихты и газа, фракционного состава шихты на ход процессов теплообмена, восстановления оксидов, газификации углерода и др.;
- исключительная сложность решения системы нелинейных уравнений математической физики при различных граничных и начальных условиях и др.;
- обязательность введения существенных допущений, положенных в основу моделей этого класса, обусловленных необходимостью предварительного определения кинетических характеристик железорудного сырья и соответствующей параметрической настройки модели для конкретных условий доменной плавки, ограничивают их практическую применимость для решения задач текущего анализа, прогноза и управления ходом плавки;
- недостаточная изученность и сложность описания движения шихтовых материалов, расплава в доменной печи.

В основу модели теплового состояния современной доменной плавки положены закономерности теплообмена, разработанные Б.И. Китаевым и развитые его учениками. Эти закономерности научно обоснованы в работах по теплообмену в шахтных и доменных печах [11 – 13]. Перспективным для решения рассмат-

риваемых задач оказался натурно-математический подход, разработанный в Сибирском государственном индустриальном университете [18]. Применительно к доменному процессу этот подход использован в УГТУ-УПИ [19, 20]. Выполненными исследованиями установлено, что модель теплового состояния доменной печи в целом пригодна для решения задач контроля и анализа теплового режима этого агрегата. Однако были выявлены и недостатки: особенности дутьевого, газодинамического и шлакового режимов, неравномерность распределения материалов и газов не находили должного отражения в этой модели, что ограничивало область ее практического применения. Используя методологию системных исследований, последующее совершенствование модели доменного процесса путем учета особенностей газодинамического, дутьевого и шлакового режимов, реально доступной информации о работе доменной печи, значительно расширили возможности этой модели [19, 20]. Следует особо отметить, что при разработке моделей этих подсистем параметрической идентификации широко использовались достижения других ведущих отечественных научных школ в области исследования и математического моделирования доменного процесса, а также хорошо проверенные практикой эмпирические уравнения. Однако основой моделей этих подсистем остаются фундаментальные, физические представления о процессах доменной плавки.

В порядке объективности следует отметить, что в последние десятилетия активно разрабатываются и новые, формальные подходы к оценке состояния и управлению плохо структурированными технологическими процессами: экспертные системы и системы распознавания образов. При этом часто возникают проблемы, связанные с недостаточной изученностью некоторых процессов, что затрудняет создание аналитических моделей в рамках разрабатываемых систем управления. Не является исключением и доменное производство. Наряду с математическими моделями в качестве дополнительных подходов к решению задачи определения и прогнозирования состояния доменного процесса в последнее время применяются методы распознавания образов и моделирования знаний [4, 5]. Целесообразность использования этих методов обусловлена: во-первых, исключительной сложностью явлений, свойственных доменному процессу; во-вторых, существенным развитием теории моделирования знаний, теории распознавания образов; в-третьих, созданием мощных баз данных реального времени технологических параметров. Так, метод распознавания образов предназначен для моделирования зависимостей не на основе математических моделей процессов, имеющих знания (об этих зависимостях), а на принципах обучения, когда модель строится на основании анализа некоторого, достаточно большого статистического материала (обучающей выборки). Прогноз содержания

кремния в чугуне на предстоящем выпуске состоит в том, чтобы отобразить соответствующий вектор параметров плавки в пространство признаков и с помощью решающего правила установить, в области какого класса (низкое, нормальное или высокое содержание кремния) находится соответствующая точка. Решающее правило, полученное при использовании подсистемы признаков, показало 83 % правильного распознавания векторов экзаменуемой выборки [5].

Выводы. Для решения проблем создания современных информационно-моделирующих систем технологических процессов в металлургии необходимо совершенствование существующих и разработка новых компьютерных методов получения и оценки достоверности информации о состоянии технологического процесса; использование современных достижений в области математического моделирования, моделирования знаний, распознавания образов, теории и практики современной металлургии, теории управления при разработке автоматизированных систем управления; разработка на основе современных принципов соответствующего математического, алгоритмического и программного обеспечения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Юсфин Ю.С. Металлургия чугуна. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
2. Рамм А.Н. Современный доменный процесс. – М.: Металлургия, 1980. – 304 с.
3. Товаровский И.Г. Доменная плавка. – Днепропетровск: Пороги, 2009. – 765 с.
4. Информационные системы в металлургии / Н.А. Спирин, Ю.В. Ипатов, В.И. Лобанов и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 2001. – 617 с.
5. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 462 с.
6. Девятков Д.Х., Каплан Д.С. Корпоративная информационная система металлургического предприятия. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2008. – 306 с.
7. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.Л. Терентьев и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 2005. – 301 с.
8. Красовский А.А. Справочник по теории автоматического управления. – М.: Наука, 1987. – 712 с.
9. Колесников А.А. Современная прикладная теория управления. – Таганрог: изд. ТРТУ, 2000. Ч. 1. – 400 с.; Ч. 2. – 559 с.; Ч. 3. – 656 с.
10. Самарский А.А., Михайлов А.П. Математическое моделирование: Идеи. Методы. Примеры. – М.: Наука, Физматлит, 1997. – 320 с.
11. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Лазарев Б.Д. Теплообмен в доменной печи. – М.: Металлургия, 1966. – 355 с.
12. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов и др. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
13. Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спирин, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 1995. – 243 с.
14. Дмитриев А.Н., Шаврин С.В. // Сталь. 1996. № 12. С. 7 – 13.
15. Доброскок В.А., Кузнецов Н.А., Туманов А.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1985. № 3. С. 145, 146.
16. Мойкин В.И., Бабушкин Н.М., Боковиков Б.А. // Сталь. 1984. № 4. С. 9 – 14.
17. Ченцов А.В., Чесноков Ю.А., Шаврин С.В. Балансовая логико-статистическая модель доменного процесса. – М.: Наука, 1991. – 92 с.
18. Теория и практика прогнозирования в системах управления / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев и др. – Кемерово, М.: Изд. объединение «Российские университеты»: Кузбассвузиздат – АСТП, 2008. – 487 с.
19. Загайнов С.А., Онорин О.П., Гилева Л.Ю. // Сталь. 2000. № 9. С. 12 – 15.
20. Развитие трехуровневых АСУ ТП в металлургии (коксовые и бескоксовые процессы) / В.Г. Лисиенко, Е.Л. Суханов, В.А. Морозова и др. – М.: Теплотехник, 2006. – 328 с.

© 2012 г. В.Ю. Рыболовлев, А.В. Краснобаев,
Н.А. Спирин, В.В. Лавров
Поступила 23 марта 2012 г.

Д.В. Орлова¹, Р.А. Филиппов², В.И. Данилов³

¹ Томский политехнический университет

² Сибирский государственный индустриальный университет

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

О ВОЗМОЖНЫХ ПРИЧИНАХ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЮ

В работах [1, 2] проанализировано воздействие электрического потенциала на микротвердость поликристаллических циркония, алюминия, меди, сплава Fe – 3 % Si. Результаты измерений показали, что для этих металлов изменения микротвердости могут достигать 15 % от исходного значения. Установлено, что происходит это в интервале электрического потенциала $0 \div \pm 0,2$ В, а при дальнейшем увеличении потенциала изменений микротвердости практически нет. Было сделано предположение, что влияние электрического потенциала связано с изменением условий зарождения и движения деформационных дефектов на заряженной поверхности. Если обнаруженный эффект действительно связан с изменением удельной поверхностной энергии, то для установления причин эксперименты следует провести на монокристаллах, причем индентирование проводить нужно на строго определенных кристаллографических плоскостях.

В настоящей работе этот эффект изучали на монокристаллах цинка. Микротвердость измеряли на плоскости базиса (0001). Исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой на индентор $P = 0,1$ Н. Для подачи электрического потенциала образец подключали к одному из полюсов регулируемого стабилизированного источника напряжения. Второй полюс источника заземляли. Установлено, что микротвердость плоскости (0001) монокристалла цинка уменьшается при наложении потенциала (см. рисунок), как это наблюдали ранее для поликристаллического алюминия [2].

Зависимость микротвердости от величины потенциала интерполируется экспонентой с отрицательным показателем

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} - A[1 - \exp(-B\varphi)], \quad (1)$$

где $H_{\mu 0}$ – микротвердость без электрического воздействия; $A = H_{\mu 0} - H_{\mu \min}$ и B – константы; $H_{\mu \min}$ – микротвердость, которая устанавливается при бесконечном потенциале (по данным рисунка принята 226 МПа).

Путем использования функциональных полулогарифмических координат определены значения констант

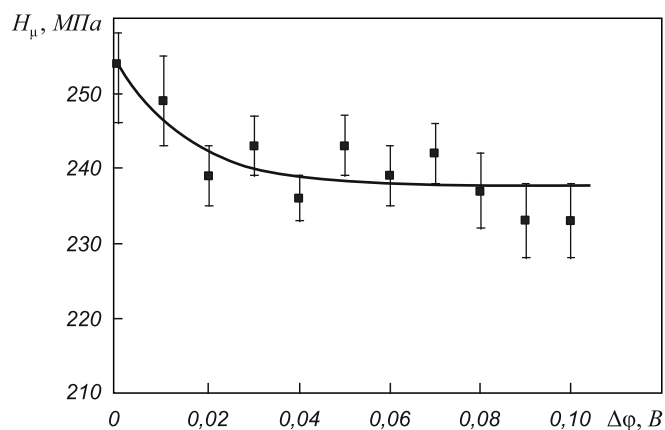
A и B . Если процесс индентирования термически активируемый, то рассматриваемая зависимость (1) должна иметь следующий вид:

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} - D \left[1 - \exp \left(\frac{U - q\Delta\varphi}{kT} \right) \right], \quad (2)$$

где D – константа, определяемая комбинацией A и U ; U – энергия активации; q – некоторый заряд; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

В рассматриваемом случае $q = BkT = 0,45 \cdot 10^{-19}$ Кл, что по порядку величины совпадает с элементарным электрическим зарядом $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Следуя предположению об изменении условий зарождения деформационных дефектов на исследуемой поверхности, оценим уровень влияния электризации на удельную поверхностную энергию. Здесь необходимо учесть, что на ювенильной поверхности металлов за время порядка 10^{-6} с образуется «монослой» адсорбированных молекул воды H_2O , которая обладает высокой ($\epsilon \approx 80$) диэлектрической проницаемостью [3]. Емкость этого слоя на исследуемом образце, площадь S поверхности которого составляет $4 \cdot 10^{-4}$ м², можно оценить как $C = \epsilon_0 \epsilon S / d$, где $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – электростатическая постоянная; d – толщина слоя, равна размеру молекулы воды (приблизительно $2 \cdot 10^{-10}$ м [3]).



Зависимость микротвердости плоскости (0001) монокристалла цинка от электрического потенциала

Следовательно, $C \approx 1,5 \cdot 10^{-3}$ Ф. При разности потенциалов $\Delta\phi = 0,02$ В, когда произошло насыщение зависимости $H_d(\phi)$, заряд в слое составил $q = 3 \cdot 10^{-5}$ Кл. Поверхностная плотность зарядов на границе «монослоя» $\sigma = q/S = 0,075$ Кл/м². Этот слой контактирует с цинком, поэтому поверхностная плотность электронов на образце возрастает на величину $\Delta n_e = \sigma/e = 4,7 \cdot 10^{17}$ м⁻². Если считать, что энергия каждого электрона имеет порядок уровня Ферми (для цинка $E_F = 3,9 \cdot 10^{-19}$ Дж [4]), то изменение удельной поверхностной энергии $\Delta\gamma = E_F \Delta n_e = 0,18$ Дж/м². В работе [5] для цинка в температурном интервале 78 – 753 К приведены значения удельной поверхностной энергии в пределах от 0,41 до 0,83 Дж/м². Таким образом, наблюдается изменение удельной поверхностной энергии за счет электрического потенциала более чем на 20 %. Такое изменение удельной поверхностной энергии действительно существенно изменяет условия деформирования поверхностного слоя и вполне может влиять на его механические свойства. Не случайным представляется и значение характерного заряда, полученного по эмпирической зависимости (2), так как процесс изменения микротвердости под действием электрического потенциала связан с перемещением именно электронов – элементарных электрических зарядов.

Выводы. Исследовано влияние электрического потенциала на микротвердость плоскости (0001) монокристалла цинка. Микротвердость уменьшается экспоненциально с увеличением абсолютного значения потенциала. Снижение микротвердости может быть объяснено уменьшением удельной поверхностной энергии за счет электризации, которое изменяет условия зарождения и движения деформационных дефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коновалов С.В., Филиппьев Р.А., Котова Н.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 12. С. 38 – 40.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Филиппьев Р.А., Котова Н.В. // Металлы. 2010. № 4. С. 39 – 45.
3. Краткий справочник физико-химических величин / Под ред. К.П. Мищенко и А.А. Равделя. – М.: Химия, 1974. – 200 с.
4. Предводителей А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных металлах. – М.: Атомиздат, 1973. – 200 с.
5. Физические величины. Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Бартковский и др. Под ред. И.С. Григорьева и Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат. 1991. – 1232 с.

© 2012 г. Д.В. Орлова, Р.А. Филиппьев,
В.И. Данилов
Поступила 25 мая 2012 г.

УДК 669.14.018.8

Г.В. Оглоблин¹, В.В. Стулов²

¹ Амурский гуманитарно-педагогический государственный университет

² Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН

МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КОРОЧКИ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

В работе [1] приведены результаты моделирования на парафине охлаждения стали в емкости при различных вариантах охлаждения. Недостаток работы заключается в невозможности наблюдения за процессом роста корочки заготовки. В исследованиях [2, 3] представлены результаты моделирования на свинцово-сурьмянистом сплаве охлаждения стали в кристаллизаторе лабораторной установки с использованием тепловых труб. Значения толщины корочки заготовки установлены расчетным путем на основе экспериментальных данных.

Цель работы – моделирование процесса формирования корочки заготовки в кристаллизаторе.

На рис. 1 приведена литейно-ковочная машина для получения непрерывнолитых деформированных заготовок [4]. Роль вертикальных стенок (рис. 1) выполняет жидкокристаллический детектор с мезофазой 42 – 50 °С [5]. В качестве материала для моделирова-

ния используется парафин. Наклонные в верхней части кристаллизатора стенки изготовлены из стали.

Результаты моделирования

Динамика формирования корочки парафина в кристаллизаторе показана на рис. 2, на позиции *a* которого видно, что в полости кристаллизатора после заливки в него парафина температура расплава $t > 50$ °С, о чем свидетельствует окраска детектора – глубокий ультрафиолет. На рис. 2, *б* видно, что через время $\tau = 15$ с с момента разлива парафина в нижней части наклонных в верхней части стенок (рис. 1) начинает зарождаться корочка заготовки. Через $\tau = 45$ с с момента разлива парафина в кристаллизатор область формирования корочки заготовки четко проявляется (рис. 2, *з*). В дальнейшем процесс формирования продолжается. С использованием рис. 2, *д* и *е* определяется ско-

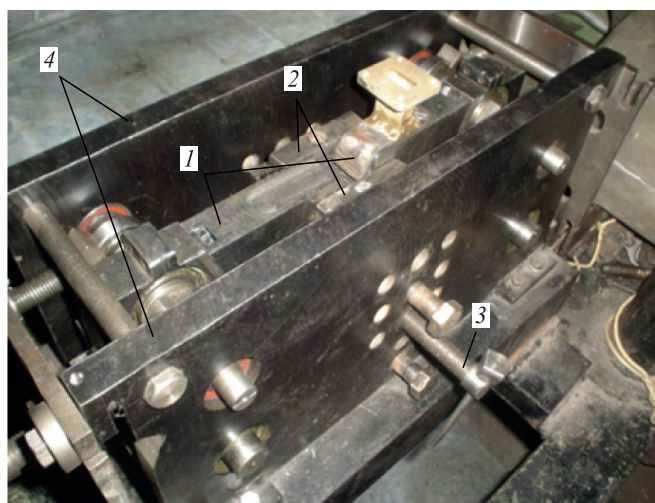


Рис. 1. Литейно-ковочная машина:

1 – первая пара пластин, выполняющая движение в горизонтальной плоскости; 2 – вторая пара пластин, выполняющее движение в вертикальной плоскости; 3 – прижимное устройство; 4 – стенки ЛКМ

рость формирования корочки заготовки на наклонных стенках в верхней части, которая в горизонтальной и вертикальной плоскостях составляет соответственно $\beta_1 = 0,53 \cdot 10^{-3}$ м/с и $\beta_2 = 0,13 \cdot 10^{-3}$ м/с.

Физические и теплофизические параметры парафина и стали марки 08Х18Н10Т определяются из литературных источников [6, 7]. С использованием числа подобия Фурье [6] $Fo = a\tau/x^2$ (где a – коэффициент температуропроводности материала; τ – время формирования корочки заготовки; x – характерный размер, в качестве которого используется высота заливки расплава) определим значения времени τ_n формирования корочки стальной заготовки. На модели при $a_m = 0,13 \cdot 10^{-6}$ м²/с, $\tau_m = 15$ с, $x_m = 0,04$ м получаем значение $Fo = 1,22 \cdot 10^{-3}$. Тогда для натурных условий разлива стали в кристаллизатор при $a_n = 4,63 \cdot 10^{-6}$ м²/с, $x_n = 0,2$ м получаем значение необходимого времени формирования корочки заготовки $\tau_n = 10,5$ с. При этом геометрический масштаб $M_l = x_n/x_m = 5$, а масштаб времени $M_t = \tau_n/\tau_m = 0,7$.

Таким образом, разработанная методика позволяет визуализировать процесс зарождения и формирования корочки заготовки в кристаллизаторе. Для моделирующего материала (парафина) определены граничные условия применения жидкокристаллического детектора с мезофазой 42 – 50 °С. Предложен способ обработки информации с фотокадров, отображающий процесс формирования корочки в разные моменты времени. Определено время формирования корочки стальной заготовки в кристаллизаторе $\tau_n = 10,5$ с.

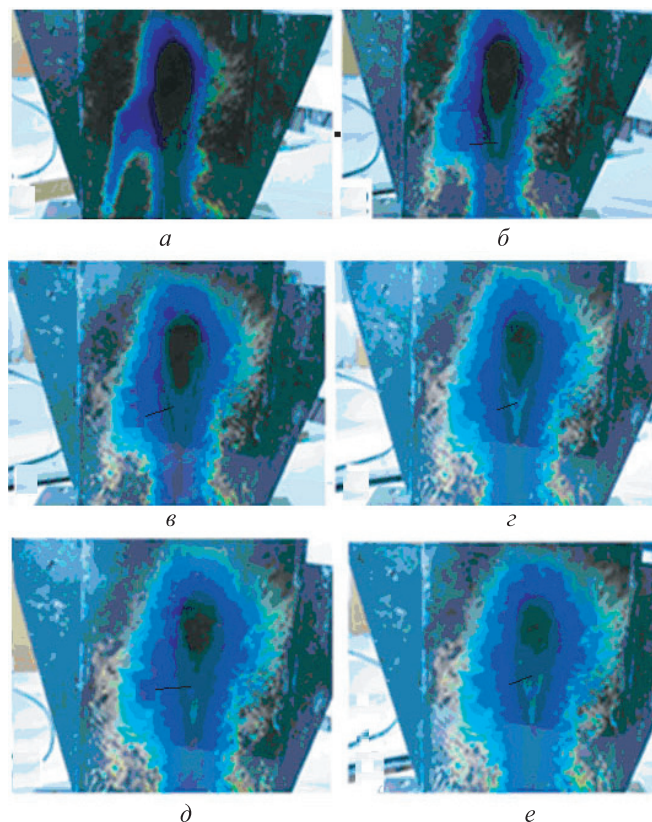


Рис. 2. Динамика формирования корочки парафина в кристаллизаторе:

а – е – изменения, происходящие с шагом 15 с

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стулов В.В., Одинокое В.И., Дербеткин А.А., Макаров С.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 4. С. 57 – 59.
2. Стулов В.В., Одинокое В.И., Оглоблин Г.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 41 – 46.
3. Стулов В.В., Макаров С.С., Севостьянов А.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 12 – 16.
4. Одинокое В.И., Стулов В.В. Литейно-ковочный модуль (литье и деформация). – Владивосток: Дальнаука, 1998. – 150 с.
5. Стулов В.В., Одинокое В.И., Оглоблин Г.В. Физическое моделирование процессов при получении литой деформированной заготовки. – Владивосток: Дальнаука, 2009. – 175 с.
6. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: справочник / Е.В. Аметистов, В.А. Григорьев, Б.Т. Емцев и др. – М.: Энергоатомиздат, 1982. – 512 с.
7. Островский О.И., Григорьян В.А., Вишкареев А.Ф. Свойства металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 304 с.

© 2012 г. Г.В. Оглоблин, В.В. Стулов
Поступила 27 декабря 2011 г.

ПАМЯТИ ОЛЕГА МИХАЙЛОВИЧА СМЕРНОВА



Ушел из жизни выдающийся ученый с мировой известностью в области обработки давлением Олег Михайлович Смирнов, действительный член РАЕН, доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки Российской Федерации.

После окончания с отличием Московского института стали О.М. Смирнов работал на заводе «Красный пролетарий» мастером кузнечного участка, где внедрил перспективные технологии, в том числе – ковку на горизонтально-ковочных машинах в разъемных матрицах.

Во время учебы в аспирантуре О.М. Смирнов занимался исследованием феномена сверхпластичности для деформации шарикоподшипниковой стали ШХ-15, при штамповке картера гитары тракторного двигателя и для изготовления деталей оперенья стратегических ракет.

Значительный научный вклад О.М.Смирнов внес в разработку теоретических основ сверхпластической деформации. Основной результат его кандидатской и докторской диссертаций – разработка реологической модели сверхпластичных материалов с ультрамелким зерном, позволяющей описывать процесс деформации этих материалов в широком диапазоне скоростей деформации. Особенностью этой модели является тесная связь реологических параметров деформируемого материала с его физическими характеристиками, определяющими механизм деформации. Эта модель получила достаточно широкую известность в России и за рубежом. Указанная модель и ее дальнейшее развитие с учетом эволюции структуры металлических и керамических материалов в процессе сверхпластической деформации широко используется в настоящее время для создания компьютерных программ, используемых при моделировании и разработке новых ресурсосберегающих процессов обработки материалов давлением в состоянии сверхпластичности.

В последнее время разработки О.М. Смирнова в области технологии сверхпластической деформации были

связаны с медицинской промышленностью и производством товаров народного потребления. Освоение этих технологий на ряде металлургических предприятий и в различных отраслях машиностроения позволило существенно повысить точность и эксплуатационные характеристики изделий, снизить отходы металла и расход энергии.

Результаты научных исследований и технических разработок О.М. Смирнова отражены в более чем 200 публикациях, в том числе четырех монографиях. Наибольшую известность получила монография «Обработка металлов давлением в состоянии сверхпластичности», опубликованная в 1979 г. За 35 лет научной деятельности О.М. Смирнов создал научную школу, авторитет которой признается в России и за рубежом. В качестве научного руководителя и научного консультанта он подготовил 36 кандидатов технических наук, в том числе семь для зарубежных стран и двух докторов технических наук.

Совместно с учениками О.М. Смирновым в 1982 г. была создана в структуре МИСиС проблемная лаборатория деформации сверхпластичных материалов, научным руководителем которой он являлся до последних дней своей жизни. С 1993 по 1996 г. О.М.Смирнов заведовал кафедрой обработки металлов давлением МИСиС.

Его преподавательский стаж составил 50 лет. Он подготовил более 200 инженеров-металлургов по специальности «Обработка металлов давлением» и прошел путь от ассистента, доцента, профессора до заведующего кафедрой ОМД, декана технологического факультета МИСиС, первого проректора МИСиС и директора учебно-методического кабинета по высшему образованию Министерства высшего и среднего специального образования СССР.

Велика и обширна общественная деятельность О.М. Смирнова. Он – член бюро отделения металлургии РАЕН, вице-президент и академик Российской кузнечной академии им. проф. А.И. Зимины, член союза кузнецов России, член советов по защитах диссертаций при: НИТУ «МИСиС»; МГТУ им. Н.Э. Баумана; ИМЕТ РАН, член ученого совета и президиума методического совета МИСиС, член редколлегий журналов: «Кузнечно-штамповочное производство – Обработка металлов давлением», «Экология и промышленность России», член союза независимых экспертов стран СНГ, эксперт Российского агентства по образованию министерства образования и науки РФ, эксперт ГК «Роснотех», член совета отраслевого отделения «Инжиниринг».

Его профессиональная деятельность отмечена многочисленными наградами и медалями, среди ко-

торых медали «Ветеран труда», «В память 850-летия Москвы», почетное звание «Заслуженный деятель науки Российской Федерации», звание «Почетный металлург», медаль имени К.Э. Циолковского «За заслуги перед отечественной космонавтикой», памятный знак «За мужество и любовь к Отечеству», орден «За пользу Отечеству» имени В.Н. Татищева, юбилейная медаль федерации независимых профсоюзов России «100 лет профсоюзам России», памятные знаки

МИСиС (серебряный и золотой), почетное звание «Заслуженный ветеран МИСиС», орден «За заслуги в науке о металлах» МИСиС, медаль «За безупречную службу МИСиС» II степени, медаль «Почетный специалист научной школы ОМД МИСиС», орден «За вклад в развитие общества».

Коллеги, друзья по профессиональной деятельности глубоко скорбят по невосполнимой потере и выражают искренние соболезнования родным и близким.

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Мочалов С.П., Калашников С.Н., Мочалов П.С. Математическое моделирование процессов теплообмена и оценка тепловых потерь в вихревой топке автоматизированного энергогенерирующего комплекса	3
--	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Ноздрин И.В., Терентьева М.А., Руднева В.В. Термодинамический анализ процессов плазменного синтеза диборида хрома	7
Юрьев Б.П., Меламуд С.Г., Спириин Н.А. Исследование кинетики диссоциации бакальских сидеритовых руд	12
Оглоблин Г.В., Стулов В.В. Методика моделирования теплообмена расплава со стенкой кристаллизатора	14
Гурьянов Г.Н., Ярёмченко В.Н. Оценка неравномерности деформации проволоочной заготовки в поперечном сечении	17
Перетятко В.Н., Вахман С.А., Филиппова М.В., Юрьев А.Б. Моделирование протяжки заготовок дляковки прокатных валков	22
Антонов В.П., Таран Н.И., Климов В.Я., Швидков Н.И. Расчет количества твердой фазы при нулевой жидкотекучести стали	27
Никитин А.Г., Люленков В.И., Витушкин А.В., Калюкина Н.Д. Сравнительный анализ работы щековых дробилок с различными кинематическими схемами	30
Кинзип Д.И., Моллер А.Б., Рычков С.С. Выбор методики расчета уширения при моделировании прокатки сортовых профилей простой формы	32
Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., Шурупов В.М. Использование углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов	35
Протопопов Е.В., Калимуллин Р.Ф., Чернятевич А.Г., Харлашин П.С., Чернышева Н.А. Моделирование параметров сверхзвуковой струи при раздувке шлака в конвертере	38

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Иванов Ю.Ф., Денисова Ю.А., Петрикова Е.А., Тересов А.Д. Наноразмерная многофазная структура, формирующаяся в поверхностном слое покрытия при электронно-пучковой обработке	44
Сарычев К.Ю., Мясникова В.И., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Пискаленко В.В. Оценка адсорбционной активности примесей на границах зерен по бинарным диаграммам состояния	49
Абылкалыкова Р.Б., Квеглис Л.И., Носков Ф.М. Структурообразование в системе железо – медь при интенсивных динамических нагрузках	52
Сизов В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Коновалов С.В. Эволюция зеренной структуры поверхностного слоя стали 20Х23Н18, подвергнутой электронно-пучковой обработке и многоциклового нагружению	56

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Рыболовлев В.Ю., Краснобаев А.В., Спириин Н.А., Лавров В.В. Проблемы создания современных информационно-моделирующих систем технологических процессов в металлургии	61
---	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Орлова Д.В., Филипьев Р.А., Данилов В.И. О возможных причинах влияния электрического потенциала на сопротивление металлов микроиндентированию	66
Оглоблин Г.В., Стулов В.В. Моделирование процесса формирования корочки заготовки в кристаллизаторе	67
Памяти Олега Михайловича Смирнова	69

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

Mochalov S.P., Kalashnikov S.N., Mochalov P.S. Mathematical modeling of heat-exchange processes and heat loss estimation in the swirl combustion chamber of automatic power generating complex	3
---	---

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Nozdrin I.V., Terentieva M.A., Rudneva V.V. Thermodynamic analyses of plasma synthesis of chromium boride	7
Yuriev B.P., Melamud S.G., Spirin N.A. Research of dissociation kinetics of Bakal siderite ore	12
Ogloblin G.V., Stulov V.V. Technique for modeling of heat exchange of the melt and a crystallizer wall	14
Gurianov G.N., Yaremenko V.N. Evaluation of uneven deformation of wire stock at cross-section	17
Peretyatko V.N., Vakhman S.A., Filippova M.V., Yuriev A.B. Modeling of billet broaching for forming rolls forging	22
Antonov V.P., Taran N.I., Klimov V.Ya., Shvidkov N.I. Calculation of the amount of the solid phase at zero steel fluidity	27
Nikitin A.G., Lulenkov V.I., Vitushkin A.V., Kalukina N.D. Comparative analysis of jaw crushers with different kinematic diagrams	30
Kinzin D.I., Moller A.B., Rychkov S.S. Choice of broadening calculation method for modeling of section bar rolling	32
Kozyrev N.A., Igushev V.F., Goldun Z.V., Krukov R.E., Shurupov V.M. The use of carbon-containing additives for welding fluxes	35
Protopopov E.V., Kalimullin R.F., Chernyatevich A.G., Kharlashin P.S., Chernysheva N.A. Simulation of parameters of a supersonic jet in the process of slag blowing in converter	38

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Ivanov Yu.F., Denisova Yu.A., Petrikova E.A., Teresov A.D. Nano-size multiphase structure forming in a surface layer of the cover in electron-beam treatment	44
Sarychev K.Yu., Myasnikova V.I., Konovalov S.V., Komissarova I.A., Piskalenko V.V. Evaluation of the adsorption activity of impurities in the grain boundaries on binary phase diagrams	49
Abylkalykova R.B., Kveglis L.I., Noskov F.M. Pattern formation in the iron-copper system at intense dynamic loads	52
Sizov V.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. The evolution of the grain structure of the surface layer of steel 20H23N18 subjected to electron-beam processing and high-cycle of loading	56

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Rybolovlev V.Yu., Krasnobaev A.V., Spirin N.A., Lavrov V.V. Problems of development of modern information and modeling systems of technological processes in metallurgy	61
--	----

BRIEF COMMUNICATIONS

Orlova D.V., Filipiev R.A., Danilov V.I. About possible causes of electric potential influence on the resistance of metals to microindentation	66
Ogloblin G.V., Stulov V.V. Simulation of the blank crust formation process in the crystallizer	67
The memory of Oleg Mikhailovich Smirnov	69

Подписано в печать 25.10.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3726.

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