

Министерство образования Республики Беларусь  
Белорусская государственная политехническая академия

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ  
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 25

Минск  
"Вышэйшая школа"  
2001

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

*В. И. Тимошпольский* (гл. редактор), *Б. М. Немененок*  
(зам. гл. редактора), *И. А. Трусова* (отв. секретарь),  
*Л. Г. Ворошнин, Ю. В. Дьяченко, Л. А. Исаевич,*  
*В. М. Королев, Д. М. Кукуй, В. В. Филиппов*

**Рецензент:**

академик Национальной академии наук Беларуси *Г. А. Анисович*

Издание сборника «Металлургия» возобновляется с периодичностью  
один раз в год. Выпуск № 24 был издан в 1990 году.

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, обработки металлов давлением, материаловедения и порошковой металлургии. Рассмотрены вопросы математического моделирования высокотемпературных металлургических процессов и агрегатов, а также изучены закономерности повышения качества слитков, отливок и заготовок. Результаты исследований нашли широкое применение в металлургических технологиях машиностроительных производств. Значительное внимание уделено общим вопросам развития направлений как в большой металлургии, так и в средних и мелких металлургических переделах.

Предназначен для инженерно-технических и научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

## *Дорогие коллеги и друзья!*

В третьем тысячелетии возобновила работу редакционная коллегия межведомственного сборника научных трудов «Металлургия». Последний выпуск этого сборника датируется 1990 годом. В сборнике «Металлургия» публиковались труды ученых и специалистов, известных далеко за пределами Республики Беларусь. Предыдущие выпуски сборника украшали имена выдающихся ученых-металлургов: академик А. В. Степаненко, академик Г. А. Анисович, член-корреспондент А. И. Вейник, член-корреспондент Е. И. Марукович, профессор Л. С. Ляхович, профессор Д. Н. Худоков, профессор Д. М. Кукуй, профессор Е. И. Бельский и многие другие.

И сегодня наш сборник, название которого мы не меняем, выходит в 25-й раз и по сути отмечает свой маленький юбилей. У него по-прежнему международный реестр и, таким образом, статьи, опубли-

кованные в нем, имеют перспективы зарубежного выхода.

Счастья и здоровья всем авторам, настоящим и будущим.

В добрый путь!

Главный редактор  
*В. И. Тимошпольский*

# ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.041

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, докт. техн. наук (БГПА),  
В. В. ФИЛИППОВ (БМЗ),  
С. М. КОЗЛОВ, канд. техн. наук,  
И. А. ТРУСОВА, канд. техн. наук,  
Н. Л. МАНДЕЛЬ, канд. техн. наук (БГПА)

## УПРАВЛЕНИЕ РЕЖИМОМ НАГРЕВА КОРДОВОЙ ПРОВОЛОКИ В ПЕЧИ ПАТЕНТИРОВАНИЯ

Печи патентирования предназначены для рекристаллизации и снятия внутренних напряжений быстрым кратковременным нагревом проволоки после волочения и дальнейшего ее смягчения в результате охлаждения в свинцовой ванне. Технические характеристики печи патентирования приведены в таблице 1.

Таблица 1

Технические характеристики печи патентирования

Характеристика	Значение
Длина печи, м	26
Внутренняя ширина, м	1
Количество зон, шт.	5
Количество горелок, шт.	35
Топливо	Природный газ
Температура проволоки на входе, °С	20
Температура проволоки на выходе, °С	950±20
Диаметр проволоки, мм	2,40—3,15

Руководствуясь схемой определения массивности тел [1] и учитывая то, что температурным перепадом по сечению нагреваемого образца можно пренебречь, исследуемую проволоку необходимо отнести к термически тонким телам:

$$Bi = \frac{\alpha R}{\lambda} = 0,003 < 0,1; \quad Sk = \frac{\sigma T_{\text{печ}}^3 R}{\lambda} = 0,005 < 0,15,$$

где  $\alpha$  и  $\sigma$  — коэффициенты теплообмена конвекцией и излучением соответственно;  $R$  — радиус заготовки;  $\lambda$  — коэффициент теплопроводности;  $T_{\text{печ}}$  — температура печи.

Поэтому процесс нагрева при лучисто-конвективном теплообмене может быть описан дифференциальным уравнением с сосредоточенными параметрами, представляющим собой уравнение элементарного теплового баланса

$$\frac{dT}{dt} = \frac{Fq}{Mc} \quad (1)$$

с начальным условием

$$T(0) = T_0, \quad (2)$$

где  $F$  — площадь тепловоспринимающей поверхности;  $q$  — удельный тепловой поток;  $M$  — масса нагреваемого тела.

Поскольку  $F = 2\pi Rl$ ,  $M = \pi R^2 l \rho$ ,  $q = \alpha(T_{\text{печ}} - T) + \sigma(T_{\text{печ}}^4 - T^4)$ , уравнение (1) можно записать в виде

$$\frac{dT}{dt} = \frac{2}{R\rho c} [\alpha(T_{\text{печ}} - T) + \sigma(T_{\text{печ}}^4 - T^4)]. \quad (3)$$

Решить систему (3), (2) в общем виде с переменными теплофизическими величинами возможно лишь численными методами. Для оценки точности численного решения введем безразмерные величины  $\theta = \frac{T}{T_{\text{печ}}}$ ,  $Fo = \frac{\lambda t}{c\rho R^2}$ .

Получим

$$\frac{d\theta}{dFo} = 2[Bi(1 - \theta) + Sk(1 - \theta^4)]. \quad (4)$$

При постоянных значениях теплофизических коэффициентов  $\rho$ ,  $c$ ,  $\lambda$  и нагреве тонких тел исключительно конвекцией ( $Sk = 0$ ) задача нагрева проволоки имеет решение, полученное Г. П. Иванцовым [2]:

$$2Bi\Delta Fo = \ln \frac{1-\theta_1}{1-\theta_2}, \quad \Delta Fo = Fo_2 - Fo_1. \quad (5)$$

В случае нагрева только излучением, т. е.  $Bi = 0$ , получается известное решение Старка [3]:

$$2Sk\Delta Fo = \Delta\Phi, \quad \Delta\Phi = \Phi_2 - \Phi_1, \quad \Phi_i = \frac{1}{4} \ln \frac{1+\theta_i}{1-\theta_i} + \frac{1}{2} \arctg \theta_i, \quad i = \overline{1, 2}. \quad (6)$$

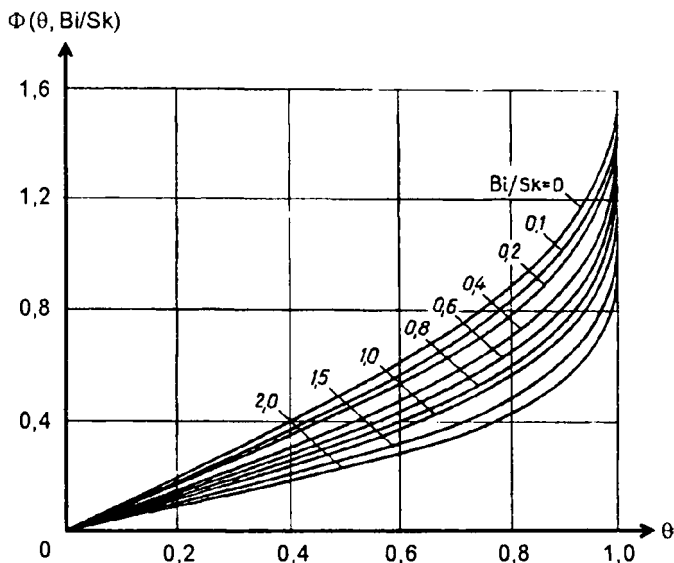


Рис. 1. Графики для определения функций  $\Phi$

Наконец, решение задачи о нагреве термически тонкого тела одновременно излучением и конвекцией имеет вид [4]

$$2Sk(Fo_2 - Fo_1) = \Phi_2 - \Phi_1, \quad (7)$$

где функции  $\Phi = \Phi(\theta, Bi/Sk)$  определяются по графикам (рис. 1).

На рис. 2 показаны сравнительные результаты частных случаев численного решения уравнения (4) и аналитических решений (5)—(7). Среднее отклонение приближенного решения от точного составляет около 5 %, что можно считать вполне удовлетворительным. Для проверки адекватности приведенной методики реальным условиям и уточнения параметров внешнего теплообмена перед проведением дальнейших расчетов осуществлялась идентификация на основе экспериментальных данных, полученных в лабораторных условиях [4]. Результаты идентификации также показали удовлетворительную сходимость расчетной и экспериментальной температур.

Таким образом, следует отметить, что предложенная математическая модель описывает исследуемый процесс нагрева с достаточной точностью.

Дальнейшим этапом исследований явилась разработка технологии нагрева в печи патентирования, соответствующей требуемой динамике температуры металла.

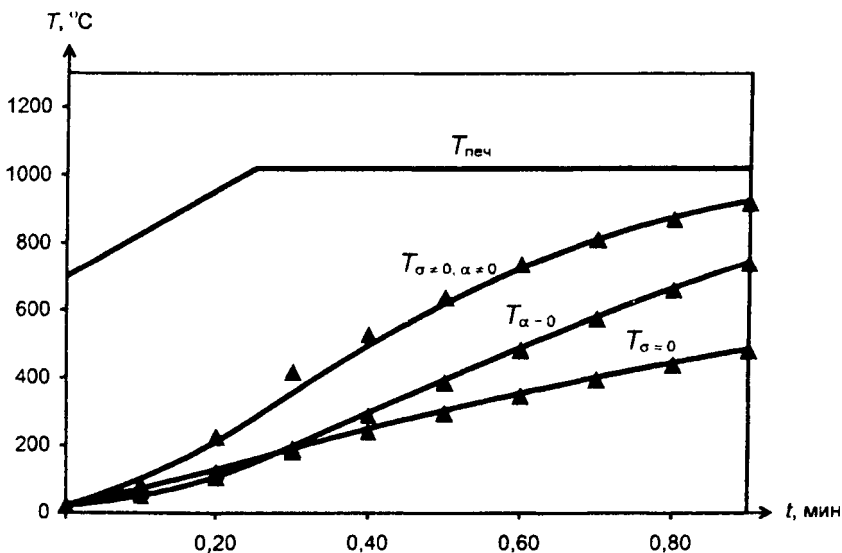


Рис. 2. Изменение температуры проволоки в процессе нагрева:  
 — — численное решение; ▲▲▲ — точное решение

Из нелинейного уравнения (3) определить аналитически величину температуры печи в некоторый произвольный момент времени не представляется возможным. Поэтому приходится решать поставленную задачу численным методом. Обозначим

$$F(T_{\text{печ}}) = \frac{2}{R\rho c} [\alpha(T_{\text{печ}} - T) + \sigma(T_{\text{печ}}^4 - T^4)] - \frac{dT}{dt} = 0. \quad (8)$$

Тогда

$$F'(T_{\text{печ}}) = \frac{2}{R\rho c} [\alpha + 4\sigma T_{\text{печ}}^3].$$

Для определения корня трансцендентного уравнения (8) предлагается использовать метод Ньютона (касательных), обладающий высокой сходимостью. Как правило, абсолютная точность решения достигается уже через 5—6 итераций. В соответствии с алгоритмом Ньютона процесс определения температуры печи патентирования записывается итерационной формулой

$$T_{\text{печ}}^{(i+1)} = T_{\text{печ}}^{(i)} - F(T_{\text{печ}}^{(i)}) / F'(T_{\text{печ}}^{(i)}).$$



В качестве начального приближения  $T_{\text{печ}}^{(0)}$  можно брать температуру металла в заданный момент времени. Заменяя производную  $dT/dt$  конечно-разностным отношением  $\frac{T(t+\Delta t)-T(t)}{\Delta t}$ , окончательно имеем

$$T_{\text{печ}}^{(i+1)}(t) = T_{\text{печ}}^{(i)}(t) - \frac{\frac{2}{R_{\text{PC}}}[\alpha(T_{\text{печ}}^{(i)}(t)-T(t)) + \sigma((T_{\text{печ}}^{(i)}(t))^4 - T(t)^4)] - \frac{T(t+\Delta t)-T(t)}{\Delta t}}{\frac{2}{R_{\text{PC}}}[\alpha + 4\sigma T_{\text{печ}}^3]},$$

$$T_{\text{печ}}^{(0)}(t) = T(t).$$

Процесс вычисления заканчивается, когда достигается выполнение условия

$$\left| T_{\text{печ}}^{(i+1)}(t) - T_{\text{печ}}^{(i)}(t) \right| \leq \varepsilon,$$

где  $\varepsilon$  — требуемая погрешность расчета.

Предложенная методика определения температуры печи может использоваться для разработки новых теплотехнологий и технологических режимов нагрева проволоки в печи патентирования.

Определить величину расхода топлива при нагреве проволоки, необходимую для поддержания требуемой температуры печи патентирования, можно следующим образом.

Будем считать, что количество теплоты, поступающей в нагревательную печь за некоторый достаточно малый период времени  $\Delta t$ , складывается из теплоты  $Q_{\text{T}}$ , выделившейся от сжигания топлива за этот период времени, и теплоты экзотермических реакций  $Q_{\text{ЭКЗ}}$ :

$$Q_{\text{T}} = Q_{\text{H}}^{\text{P}} B(t) \Delta t; \quad (9)$$

$$Q_{\text{ЭКЗ}} = \frac{\delta G}{100} 5652,18 \Delta t, \quad (10)$$

где  $Q_{\text{H}}^{\text{P}}$  — низшая теплота сгорания топлива;  $B(t)$  — мгновенный расход топлива, соответствующий началу рассматриваемого интервала времени  $\Delta t$ ;  $G$  — производительность печи;  $\delta$  — угар металла.

С учетом КПД печи патентирования  $\eta$  тепловой поток, усвоенный поверхностью нагреваемой проволоки,

$$qF = \eta (Q_{\text{T}} + Q_{\text{ЭКЗ}}). \quad (11)$$

Средняя температура металла за этот же период времени изменилась на  $\Delta T$ .

Подставляя (9), (10) в (11) и переходя к пределу при  $\Delta t \rightarrow 0$ , после некоторых преобразований получим

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\eta}{Mc} \left( Q_n^p B(t) + \frac{G\delta}{100} 5652,18 \right). \quad (12)$$

Уравнение (12) может использоваться как для определения мгновенного расхода топлива по известной динамике изменения температуры металла, рассчитанной на основе математической модели (1), (2) по заданному температурному режиму работы печи, так и для вычисления температуры проволоки по заданному мгновенному расходу топлива.

Суммарный расход топлива  $B$  за весь период нагрева  $t_k$  определяется выражением

$$B_{\Sigma} = \int_0^{t_k} B(t) dt.$$

На рис. 3 показана динамика температуры нагреваемой проволоки, представлены графики изменения мгновенного расхода топлива и технологический режим работы печи патентирования Белорусского металлургического завода, рассчитанные, согласно описанным методикам на основе уравнений (3), (12), при следующих исходных данных: сталь — 70К;  $\alpha = 52 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$ ;  $\sigma = 6,5 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C}^4)$ ;  $T_0 = 20 \text{ °C}$ ;  $R = 1,575 \text{ мм}$ ;  $l = 21,4 \text{ м}$ ;  $\rho = 7800 \text{ кг}/\text{м}^3$ ;  $Q_n^p = 34,1 \text{ МДж}/\text{м}^3$ ;  $v = 23,78 \text{ м}/\text{мин}$ ;  $n = 22$ ;  $\delta = 0,33 \%$ ;  $t_k = 54 \text{ с}$ ;  $\eta = 37,7 \%$ .

Переменный характер коэффициента теплоемкости металла с учитывался с помощью эмпирической формулы, предложенной В. А. Маковским [5]:

$$c(T) = 4,186 \left[ c_0 + c_1 \left( \frac{T}{1000} \right)^n + c_2 \exp(-c_3 |T - T_{c_0}|) \right],$$

$c_0 = 0,115$ ;  $c_1 = 0,0477$ ;  $c_2 = 0,194$ ;  $c_3 = 0,0099/0,0261$ ;  $n = 1$ ;  $T_{c_0} = 768 \text{ °C}$ .

Часовой расход топлива печи патентирования составил  $90,4 \text{ м}^3/\text{ч}$ .

Предложенная в данной работе методика определения топливопотребления может использоваться теплотехническими службами для анализа влияния технологических параметров нагрева про-

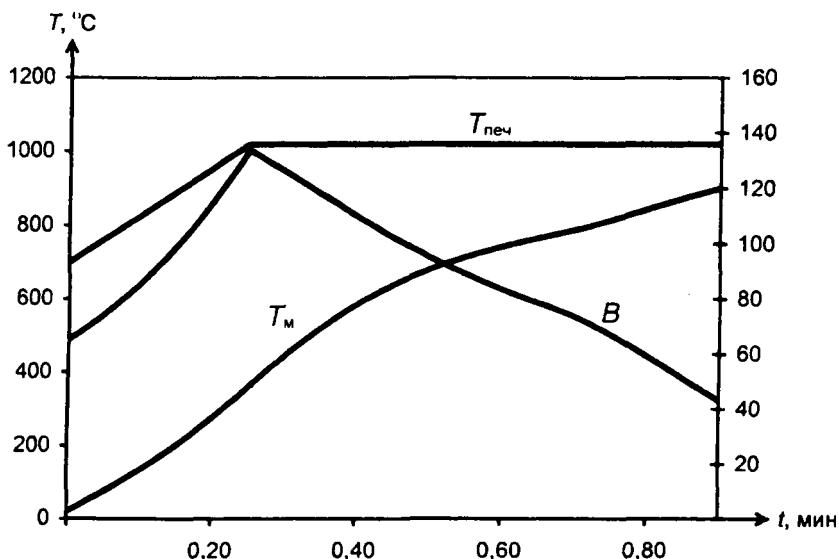


Рис. 3. Изменение температуры проволоки  $T_m$  и мгновенного расхода топлива  $B$  при нагреве проволоки  $\varnothing 3,15$  м

волоки в печах патентирования БМЗ на величину расхода природного газа с целью его дальнейшей минимизации.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, А. Б. Стеблов, И. А. Павлюченков. — Мн.: Выш. шк., 1992. — 217 с.
2. Иванцов Г. П. Нагрев металла. — М.: Metallurgizdat, 1948.
3. Старк Б. В. Явление нагрева в муфельных печах // ЖРМО. — 1926. — № 2.
4. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Филиппов В. В., Козлов С. М., Хопова О. Г. Расчет процесса нагрева проволоки в печах патентирования // Литье и металлургия. — 2000. — № 1. — С. 51—52.
5. Маковский В. А. Эмпирические формулы для выражения температурной зависимости теплофизических свойств стали // Сталь. — 1972. — № 1. — С. 87—89.

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, докт. техн. наук (БГПА),  
Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, докт. техн. наук (г. Екатеринбург, Россия),  
И. А. ТРУСОВА, канд. техн. наук, О. Г. ХОПОВА (БГПА)

## РАСЧЕТНЫЙ АНАЛИЗ ВОЗНИКНОВЕНИЯ «ТЕМНЫХ ПЯТЕН» ПРИ ТЕПЛОВОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАГРЕВАЕМЫХ ИЗДЕЛИЙ С ОПОРНЫМИ УСТРОЙСТВАМИ МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ

При движении металла в методической печи, имеющей зону нижнего обогрева, экранирование опорными устройствами нижней поверхности заготовок приводит к образованию зон (полос) с пониженной температурой — так называемых «темных пятен». Для их устранения предусматривается определенная выдержка заготовок в томильной зоне печи; в противном случае неравномерность прогрева заготовок может привести к перегрузке валков при прокатке и возникновению дефектов металла.

Изучению закономерностей образования «темных пятен» в нагреваемых заготовках посвящено небольшое количество опубликованных исследований.

В монографии А. В. Кавадерева [1] приведены результаты стендовых исследований образования «темных пятен» в стальной заготовке с использованием метода термометрирования: измерение температур выполняли в 30 точках по сечению опытной стальной заготовки, нагреваемой при расположении на водоохлаждаемой глиссажной трубе. Расчетный анализ неравномерности поля температур в плоском стальном слябе, расположенном на водоохлаждаемой глиссажной трубе, выполнен Е. Г. Двейриным [2] с использованием численного метода сеток. Проведение экспериментальных работ по изучению закономерностей образования «темных пятен» отличается большой трудоемкостью.

Ниже изложена попытка теоретического описания возникновения «темных пятен» в нагреваемых заготовках и получения несложных расчетных формул для определения неравномерности их температурного поля.

Сформулируем задачу нестационарной теплопроводности для плоского сляба, нагреваемого на глиссажных трубах при двухстороннем несимметричном обогреве. Как показано на рис. 1, толщина сляба принята равной  $S$ , а расстояние между соседними трубами —  $2l$ .

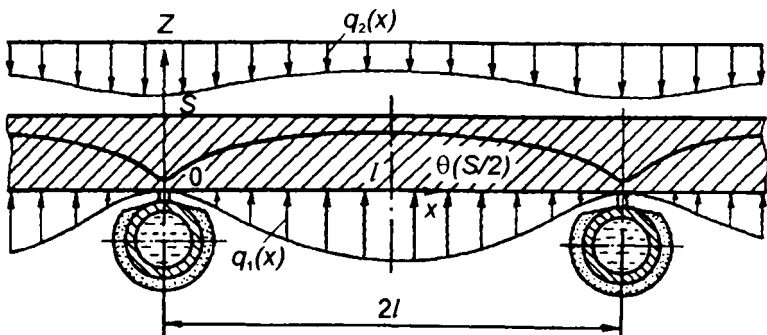


Рис. 1. Схема распределения тепловых потоков и температур к расчету нагрева плиты (сляба) на глянсажных трубах

Полагая, что температурное поле сляба симметрично относительно плоскостей  $x = 0$  и  $x = l$  (и не изменяется вдоль сляба в направлении его перемещения по трубам), запишем формулировку задачи в следующем виде:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right); \quad (1)$$

$$\frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad \text{при} \quad x = 0, x = l; \quad (2)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = -q_1(x, t) \quad \text{при} \quad z = 0; \quad (3)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = q_2(x, t) \quad \text{при} \quad z = S; \quad (4)$$

$$T = T_{\text{нач}} \quad \text{при} \quad t = 0. \quad (5)$$

Здесь принято, что начальная температура ( $T_{\text{нач}}$ ) равномерно распределена в сечении сляба, а теплофизические свойства материала неизменны.

Введем следующие обозначения:

$$\left. \begin{aligned} \theta &= \frac{T - T_{\text{нач}}}{T_c}; \quad X = \frac{x}{l}; \quad Z = \frac{z}{S}; \quad \frac{S}{l} = k; \\ \delta &= \frac{l}{R}; \quad \tau = \frac{at}{S^2}; \quad Q = \frac{qS}{\lambda(T_c - T_{\text{нач}})}, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

где  $T_c$  — некоторая условная температура.

Тогда формулировка задачи примет вид:

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = k^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial Z^2}; \quad (7)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial X} = 0 \quad \text{при } X = 0, X = 1; \quad (8)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial Z} = -Q_1(X, \tau) \quad \text{при } Z = 0; \quad (9)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial Z} = Q_2(X, \tau) \quad \text{при } Z = 1; \quad (10)$$

$$\theta = \theta_{\text{нач}} = 0 \quad \text{при } \tau = 0. \quad (11)$$

Решение задачи, определяемой системой уравнений (7)–(11), получено с использованием метода косинус-преобразований конечного вида и представлено следующим выражением:

$$\begin{aligned} \Theta(x, z, \tau) = & \int_0^{\tau} \left[ \int_0^1 Q_1(X, \tau) dX + \int_0^1 Q_2(X, \tau) dX \right] d\tau + 2 \sum_{m=1}^{\infty} \cos m\pi Z e^{-m^2 \pi^2 \tau} \times \\ & \times \int_0^{\tau} e^{m^2 \pi^2 \tau} \left[ \int_0^1 Q_1(X, \tau) dX + (-1)^m \int_0^1 Q_2(X, \tau) dX \right] d\tau + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \cos n\pi X e^{-k^2 n^2 \tau} \times \\ & \times \int_0^{\tau} e^{k^2 n^2 \pi^2 \tau} \left[ \int_0^1 Q_1(X, \tau) \cos n\pi X dX + \int_0^1 Q_2(X, \tau) \cos n\pi X dX \right] \times \\ & \times d\tau + 4 \sum_{n=1}^{\infty} \cos n\pi X \sum_{m=1}^{\infty} \cos m\pi Z e^{-(k^2 n^2 \tau + m^2 \pi^2) \tau} \int_0^{\tau} e^{(k^2 n^2 \pi^2 + m^2 \pi^2) \tau} \times \\ & \times \left[ \int_0^1 Q_1(X, \tau) \cos n\pi X dX + (-1)^m \int_0^1 Q_2(X, \tau) \cos n\pi X dX \right] d\tau. \quad (12) \end{aligned}$$

Для дальнейшего анализа необходимо расшифровывать выражения тепловых потоков  $q_1(x, t)$  и  $q_2(x, t)$ .

В зоне нижнего отопления методической печи происходит теплообмен излучением между дымовыми газами, кладкой печи, поверхностями металла и глиссажных труб.

Найдем выражение теплового потока  $q_1(x, t)$  исходя из следующих основных допущений:

а) излучателем служит внутренняя поверхность обмуровки (кладки) нижней зоны печи; температура кладки одинакова по всей ее поверхности;

б) пространство между телами заполнено прозрачным (по излучению и поглощению лучей) газом;

в) для всех тел излучение подчиняется закону косинусов (Ламберта) и закону Стефана—Больцмана;

г) температура глиссажной трубы одинакова по всей ее поверхности.

Для решения задачи воспользуемся методом сальдо-потоков в виде, предложенном в работе Д. В. Будрина [3].

Предположим, что элемент  $df_n$  поверхности плиты (с температурой  $T_n$ , К) и глиссажная труба (с температурой  $T_T$ , К) образуют незамкнутую систему тел в рабочем пространстве печи. В этом случае результирующий лучистый поток на элемент  $df_n$

$$q_n = \frac{(E_c - E_n)(\varphi_{n,c} + R_2\Phi_3) - (E_T - E_n)\varphi_{n,T}}{1 - R_n(\varphi_{n,T} + \varphi_{n,c}) + R_T(\varphi_{T,n} + \varphi_{T,c})R_n R_T \Phi_3}, \quad (13)$$

где  $E$  — поток лучистой энергии для каждого тела соответственно индексу, кДж/(м<sup>2</sup>·ч):

$$E = \sigma_0 T^4;$$

$R$  — относительная рефлективность тела (согласно обозначениям Д. В. Будрина):

$$R = \frac{1 - \epsilon}{\epsilon};$$

$\varphi_{1,2}$  — угловой коэффициент с поверхности 1 на поверхность 2;

$$\Phi_c = \varphi_{n,T}\varphi_{T,c} + \varphi_{T,c}\varphi_{n,c} + \varphi_{n,c}\varphi_{T,n};$$

$\sigma_0$  — постоянная Стефана—Больцмана;  $\epsilon$  — степень черноты тела.

Согласно принципу взаимности,  $\varphi_{n,c} = 1 - \varphi_{n,T}$ ,  $\varphi_{T,c} \approx 0$  (ввиду малости элемента  $df_n$ ), тогда

$$\varphi_{T,c} = 1 - \varphi_{T,n} \approx 1;$$

$$\Phi \approx 1.$$

Кроме того,

$$1 \mp R_n + R_T + R_n R_T = \frac{1}{\epsilon_n \epsilon_T}$$

и

$$1 + R_T = \frac{1}{\epsilon_T}.$$

Используя указанные выше значения угловых коэффициентов и относительных рефлективных, получим для удельного лучистого потока на элемент  $df_n$  поверхности плиты выражение

$$q_n = \epsilon_n (E_c - E_n) - \Phi_{n,T} \epsilon_n \epsilon_T (E_c - E_T). \quad (14)$$

Угловой коэффициент с элемента  $df_n$  поверхности плиты на затеняющую его поверхность  $S$  глянцевой трубы

$$\Phi_{n,T} = \iint_{(S)} \frac{\cos \beta_m \cos \beta_s}{\pi r_1^2} dS. \quad (15)$$

Ввиду затрудненности интегрирования по сложному контуру поверхности заменим ее цилиндрической ( $T$ ), эквивалентной ( $S$ ) по затеняемости.

Для углового коэффициента получим выражение

$$\Phi_{n,T} = \frac{1}{\pi} \iint_{(T)} \frac{\cos \beta_m \cos \beta_T}{\rho_{m,T}^2}, \quad (16)$$

согласно рис. 2:

$$\left. \begin{aligned} df_T &= \rho da dy_T; \\ \cos \beta_T &= \frac{\rho}{\rho_{m,T}}; \\ \cos \beta_m &= \frac{\rho}{\rho_{m,T}} \sin \alpha; \\ \rho_{m,T}^2 &= \rho^2 + (y_m - y_T)^2. \end{aligned} \right\} \quad (17)$$

Подставим (17) в формулу (16):

$$\Phi_{n,T} = \frac{1}{\pi} \int_{-\infty}^{\infty} dy_T \int_0^{\infty} \frac{\sin \alpha \rho^3}{\rho_{m,T}^4} d\alpha. \quad (18)$$



В первом интеграле выражения (18) пределы взяты бесконечными, т. е. предполагается, что элемент  $df_n$  расположен достаточно близко к глиссажной трубе, чтобы полагать ее неограниченной в обе стороны.

Заменяем  $\rho_{м.т} = \sqrt{\rho^2 + (y_m - y_t)^2}$  и произведем интегрирование с учетом того, что

$$\rho = x_m \text{ и } \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dy_t}{[\rho^2 + (y_m - y_t)^2]^2} = \frac{\pi}{2\rho^3}.$$

В результате для углового коэффициента получим выражение

$$\varphi_{п.т} = \frac{1}{1+x^2/R^2}, \quad (19)$$

где  $R$  — радиус цилиндрической поверхности, эквивалентной по затеняемости глиссажной трубе с наваренным полозком.

Подставив найденное значение углового коэффициента  $\varphi_{п.т}$  в уравнение (14), найдем окончательное выражение для удельного лучистого потока на элемент  $df_n$  поверхности плиты, расположенный на расстоянии  $x$  от точки касания плиты и глиссажной трубы:

$$q_n(x) = \epsilon_n(E_c - E_n) - \frac{\epsilon_n \epsilon_\tau (E_c - E_n)}{1 + (x/R)^2}. \quad (20)$$

Попытаемся в первом приближении оценить неравномерность температурного поля вдоль оси  $x$  сляба, вызванную экранирующим действием глиссажной трубы. Для этого зададим упрощен-

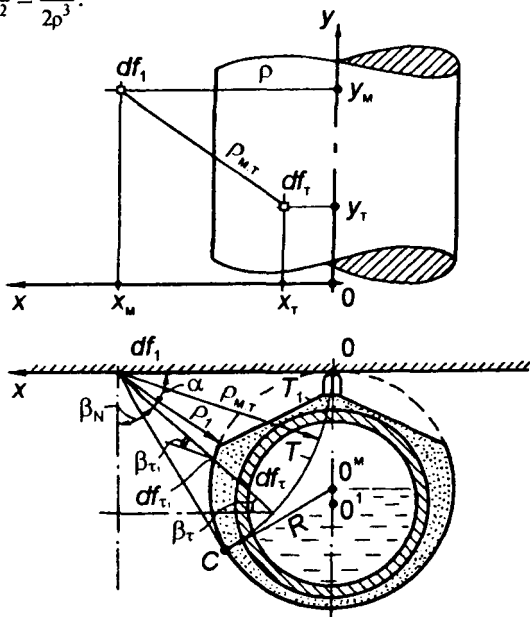


Рис. 2. Схема к определению углового коэффициента с элемента поверхности сляба на глиссажную трубу

ные выражения тепловых потоков  $Q_1(x, \tau)$  и  $Q_2(x, \tau)$  в формуле (12) и примем

$$q_1(x, t) = q_n - \frac{q_\tau}{1+(X/R)^2} = q_0 \left[ 1 - \frac{\alpha}{1+(X/R)^2} \right] e^{-\mu\tau}; \quad (21)$$

$$q_2(x, t) = \eta q_0 e^{-\mu\tau}, \quad (22)$$

где

$$q_n = \sigma_0 \varepsilon_n (T_c^4 - T_n^4) = q_0 e^{-\mu\tau};$$

$$\alpha = \frac{q_\tau}{q_n} = \text{const};$$

$$q_\tau = \sigma_0 \varepsilon_n \varepsilon_\tau (T_c^4 - T_{\text{тр}}^4) = q.$$

Эти условия означают, что сляб нагревается при одинаковых значениях температуры греющей среды в верхней и нижней зонах, причем поглощаемый металлом тепловой поток убывает по закону экспоненты. Примем, кроме того, что температура греющей среды ( $T_c$ ) неизменна и намного превышает начальную температуру металла, тогда  $T_c^4 \gg T_{\text{нач}}^4$  и

$$q_0 = \sigma_0 \varepsilon_n (T_c^4 - T_{\text{нач}}) \approx \sigma_0 \varepsilon_n T_c^4; \quad (23)$$

$$Q_0 = \frac{q_0 S}{\lambda(T_c - T_{\text{нач}})} = \frac{\sigma_0 \varepsilon_n T_c^4 S}{\lambda(T_c - T_{\text{нач}})}; \quad (24)$$

$$\left. \begin{aligned} Q_1 &= Q_0 e^{-\mu\tau} \left[ 1 - \frac{\alpha}{1+(X/R)^2} \right]; \\ Q_2 &= \eta Q_0 e^{-\mu\tau}. \end{aligned} \right\} \quad (25)$$

В последующих выкладках используется замена выражения  $\frac{1}{1+(X/R)^2}$  на  $\exp(-\rho X/R)$ . Основания для использования такой замены иллюстрируются графиками рис. 3 при нескольких значениях коэффициента  $\rho$  ( $\rho = 0,6 - 1,0$ ).

При задании потоков теплоты  $Q_0$  и  $Q_1$  по формулам (24), (25) решение задачи (12) принимает следующий вид:

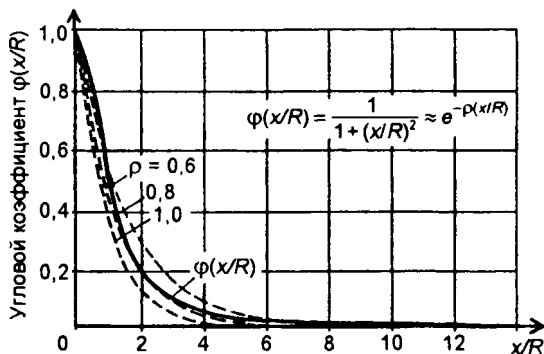


Рис. 3. Схема видоизменения функций  $\varphi(x/R)$  при задании нескольких значений коэффициента  $\rho$  ( $\rho = 0,6 - 1,0$ )

$$\begin{aligned}
 \frac{\theta}{Q_0} = & \frac{1 - e^{-\mu\tau}}{\mu} \left[ 2 - \frac{\alpha}{\rho\delta} (1 - e^{-\rho\delta}) \right] + \sum_{m=1}^{\infty} \frac{2 \cos m\pi Z}{m^2 \pi^2 - \mu} \left( e^{-\mu\tau} - e^{-m^2 \pi^2 \tau} \right) \times \\
 & \times \left[ 1 + (-1)^m - \frac{\alpha}{\rho\delta} (1 - e^{-\rho\delta}) \right] + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2 \cos n\pi X}{k^2 n^2 \pi^2 - \mu} \left( e^{-\mu\tau} - e^{-k^2 n^2 \pi^2 \tau} \right) \times \\
 & \times (-1)^n \frac{\alpha \rho \delta}{\rho^2 \delta^2 + n^2 \pi^2} \left[ 1 + (-1)^{n+1} e^{-\rho\delta} \right] + \sum_{n=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{4 \cos n\pi X \cos m\pi Z}{k^2 n^2 \pi^2 + m^2 \pi^2 - \mu} \times \\
 & \times \left[ e^{-\mu\tau} - e^{-(k^2 n^2 \pi^2 + m^2 \pi^2) \tau} \right] (-1)^n \frac{\alpha \rho \delta}{\rho^2 \delta^2 + n^2 \pi^2} \left[ 1 + (-1)^{n+1} e^{-\rho\delta} \right]. \quad (26)
 \end{aligned}$$

Неравномерность температурного поля в районе «темного пятна» будем оценивать двумя разностями температур — продольной ( $\Delta T_1 = T_1 - T_0$ ) и поперечной ( $\Delta T_2 = T_2 - T_0$ ), где

$$T_0 = T(0, 0, t); \quad T_1 = T(l, 0, t); \quad T_2 = T(0, S, t).$$

Выражение разностей  $\Delta T_1$  и  $\Delta T_2$  получим из общего решения (26) при соответствующих значениях координат  $X$  и  $Z$ :

$$\Delta T_1(\tau) = \rho\delta \left( 1 + e^{-\rho\delta} \right) \alpha \text{Sk} T_c \Phi_1(\tau); \quad (27)$$

$$\Delta T_2(\tau) = \rho\delta \left( 1 + e^{-\rho\delta} \right) \alpha \text{Sk} T_c \Phi_2(\tau); \quad (28)$$

$$\text{Sk} = \frac{\sigma T_c^3 S}{\lambda}; \quad \alpha = \epsilon_{\tau} \frac{T_c^4 - T_{\tau}^4}{T_c^4 - T_w^4},$$

где

$$\Phi_1(\tau) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{4 \left\{ e^{-\mu\tau} - e^{-k^2(2n-1)\pi^2\tau} \right\}}{\left[ k^2(2n-1)^2\pi^2 - \mu \right] \left[ \rho^2\delta^2 + (2n-1)^2\pi^2 \right]} +$$

$$+ \sum_{n=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{8 \left\{ e^{-\mu\tau} - e^{-[k^2(2n-1)+m^2]\pi^2\tau} \right\}}{\left[ k^2(2n-1)^2\pi^2 + m^2\pi^2 - \mu \right] \left[ \rho^2\delta^2 + (2n-1)^2\pi^2 \right]} ; \quad (29)$$

$$\Phi_2(\tau) = \sum_{m=1}^{\infty} \frac{4 \left\{ e^{-\mu\tau} - e^{-(2m-1)\pi^2\tau} \right\}}{\rho^2\delta^2 + [(2m-1)^2\pi^2 - \mu]} +$$

$$+ \sum_{n=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{8 \left\{ e^{-\mu\tau} - e^{-[k^2n^2+(2m-1)^2]\pi^2\tau} \right\} \left[ 1 + (-1)^{n+1} e^{-\rho\delta} \right]}{\left[ k^2n^2\pi^2 + (2m-1)^2\pi^2 - \mu \right] \left( \rho^2\delta^2 + n^2\pi^2 \right) \left( 1 - e^{-\rho\delta} \right)} . \quad (30)$$

Известные трудности возникают при определении параметра  $\alpha = \epsilon_T \frac{T_c^4 - T_T^4}{T_c^4 - T_M^4}$ , поскольку температура на поверхности трубы (или изоляции) неизвестна.

По-видимому, без большой погрешности можно принять, что температура наружной поверхности водоохлаждаемой стальной трубы колеблется в пределах 120—150 °С (при отсутствии изоляции) и слабо зависит от температуры перемешиваемого по ней сляба. При этом

$$\alpha \approx \epsilon_T \frac{1}{1 - \theta_M^4} = \frac{\epsilon_T}{1 - \theta_{\text{пов.м}}^4} .$$

При наличии слоя изоляции на глиссажной трубе температура поверхности изоляции, обращенной к слябу, должна быть близка к некоторой средней температуре его нижней поверхности. В этом случае можно принять  $T_T = T_M$ ,  $\alpha = \epsilon_T \approx 0,51$ .

Ниже излагается порядок проведения расчета неравномерности температур по нижней поверхности сляба вследствие экранирования металла глиссажной трубой, называемого сокращенно расчет «темного пятна».

1. Выбираем толщину заготовки ( $S$ ), марку стали и соответственно физические константы  $(\lambda, a = \frac{\lambda}{c\gamma}, \epsilon_n = \epsilon_m)$ .

2. Принимаем характеристики глссажных труб: диаметр с учетом слоя изоляции  $2R$ , шаг  $2l$ , степень черноты поверхности  $\epsilon_\tau = 0,8$  для окисленной поверхности неизолированных стальных труб,  $\epsilon_\tau = 0,51$  для поверхности огнеупорной изоляции.

3. Уточняем длину участка глссажных труб ( $L_\tau$ ) и среднюю скорость перемещения заготовок на этом участке  $v_\tau$  по заданной производительности печи. Рассчитываем время нахождения заготовок на трубах  $t_k = \frac{L_\tau}{v_\tau}$  и соответствующий критерий Фурье  $\tau_k = \frac{at_k}{S^2}$ .

4. Задаемся начальной и конечной среднemasсовыми температурами металла на участке  $L$ :  $\bar{T}_{\text{нач}}$ ,  $\bar{T}_{\text{кон}}$ .

5. Задаемся максимальной температурой греющей среды  $T_c$  на участке  $L_\tau$  (в нижней зоне).

6. Подсчитываем радиационный критерий Старка:  $Sk = \frac{\sigma_0 \epsilon_m T_c^3 S}{\lambda}$ , относительные среднemasсовые температуры в начале и конце участка  $L_\tau$ :

$$\bar{\theta}_{\text{нач}} = \theta_0 = \frac{\bar{T}_{\text{нач}}}{T_c}; \bar{\theta}_{\text{кон}} = \frac{\bar{T}_{\text{кон}}}{T_c}.$$

7. Определяем темп нагрева  $\mu$  из соотношения

$$e^{-\mu\tau k} = 1 - \frac{\bar{\theta}_{\text{кон}} - \theta_0}{2Sk} \mu$$

путем подбора или графическим методом.

8. Подсчитываем значения параметров  $k = S/l$ ;  $\delta = l/R$ .

9. Определяем параметр  $\alpha$ :

а) для теплоизолированных труб  $\alpha = \epsilon_\tau = 0,51$ ;

б) для неизолированных водоохлаждаемых труб величина  $\alpha$  оценивается с учетом средней температуры нижней поверхности слоя  $\theta_{\text{пов}}$  для различных моментов времени; для этого прежде

всего находим значения среднемассовой температуры  $\bar{\theta}(\tau)$  к моменту  $\tau$ , затем значения соответствующей температуры нижней поверхности из соотношения

$$\theta_{\text{пов}}^4 + \frac{3}{Sk} \theta_{\text{пов}} = 1 + \frac{3}{Sk} \bar{\theta}^*.$$

Наконец, при известной величине  $\bar{\theta}_{\text{пов}}(\tau)$  подсчитываем

$$\alpha(\tau) = \frac{0,8}{1 - \theta_{\text{пов}}^4(\tau)}.$$

10. Подсчитываем значения функций  $\Phi_1(\tau)$  и  $\Phi_2(\tau)$  по формулам (29) и (30) для конечного момента времени ( $\tau_k$ ) и нескольких промежуточных значений ( $0 < \tau < \tau_k$ )

11. Подсчитываем значения  $\Delta T_1(\tau)$  и  $\Delta T_2(\tau)$  по формулам (27) и (28) с учетом ранее найденных значений  $\Phi_1(\tau)$ ,  $\Phi_2(\tau)$ ,  $\alpha(\tau)$  для тех же моментов времени.

В таблице 1 приведены результаты расчетов разности  $\Delta T_1(\tau)$ , характеризующей неравномерность температур в районе «темного пятна», вдоль нижней поверхности сляба, для обоих крайних случаев при наличии слоя изоляции, когда  $\alpha = \epsilon_T = 0,51$ , и при отсут-

ствии его, когда  $\alpha = \frac{0,8}{1 - \theta_{\text{пов.м}}^4}$ , причем вместо  $\theta_{\text{пов.м}}$  в последней

формуле использованы значения  $\theta_{\text{пов}}$ , представленные в таблице 1 при соответствующих значениях критерия Фурье. Расчеты проведены при задании параметров:  $\mu = 0,47$ ;  $k = 0,2$ ;  $\delta = 10$  (для неизолированной трубы) и  $\delta = 5$  (для изолированной);  $T_c = 1623$  К;  $S = 0,05$  м;  $\lambda_m = 30,24$  Вт/(м · К) (для углеродистой стали).

Как видно из таблицы, при наличии слоя изоляции экранирующее действие глиссажной трубы сказывается заметно слабее,

---

\* Формула, связывающая температуру на поверхности сляба  $\bar{\theta}(\theta_{\text{пов}})$  со среднемассовой ( $\bar{\theta}$ ), получена из известных соотношений двухстороннего симметричного нагрева:

$$\bar{\theta} = \theta_{\text{пов}} - \frac{2}{3}(\theta_{\text{пов}} - \theta_{\text{осн}}) \quad \text{и} \quad \theta_{\text{пов}} - \theta_{\text{осн}} = \frac{Sk}{2} [1 - \theta_{\text{пов}}^4].$$

В случае несимметричного нагрева металла необходимо внести соответствующие коррективы во взаимосвязь  $\bar{\theta}$  и  $\theta_{\text{пов}}$ .

Результаты расчетов разности  $\Delta T_1(\tau)$ 

$\tau$	$\bar{\theta}$	$\theta_{\text{пов}}$	Без изоляции; $\epsilon_{\text{тр}} = 0,8; \delta = 10$		При изоляции; $\epsilon_{\text{тр}} = 0,51; \delta = 5$	
			$\Phi_1$	$\Delta T_1$ , град	$\Phi_1$	$\Delta T_1$ , град
0	0,3	0,3	0	0	0	0
0,5	0,524	0,663	0,0424	136	0,1064	90
0,8	0,635	0,754	0,0491	187	0,1262	106
1,0	0,698	0,802	0,0525	226	0,1363	115

чем холодной неизолированной, несмотря на двукратное увеличение диаметра за счет слоя изоляции: при  $\tau = 1$  перепад температур вдоль нижней поверхности  $\Delta T_1$  при наличии изоляции почти вдвое меньше, чем при ее отсутствии (115 и 226 град). Для сравнения подсчитаем поперечный (в плоскости  $x = 0$ ) перепад температур  $\Delta T_2$ . При указанных выше значениях исходных параметров ( $k, \delta, \alpha, \mu, Sk$ ), наличии слоя изоляции и  $\tau = 1$  подсчеты по формулам (28) и (30) приводят к следующим результатам:  $\Delta T_2(\tau) = 813\Phi_2(\tau)$ ;  $\Phi_2(1) = 0,0533$ ,  $\Delta T_2(1) = 43,4$  град, т. е. почти в 3 раза меньше, чем «продольный размер пятна»  $\Delta T_1 = 115$  град.

Таким образом, выполнена аналитическая оценка размеров «темных пятен» (зон охлаждения) на стальных заготовках, нагреваемых в методических печах при скольжении по водоохлаждаемым опорным устройствам. Предложена упрощенная (инженерная) методика расчетной оценки «темных пятен».

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Кавадеров А. В. Тепловая работа пламенных печей. — М.: Metallurgizdat, 1956.
2. Двейрин Е. Г. Опыт применения электронной цифровой машины для расчетов печей // Труды НТО черной металлургии. — М.: Metallurgizdat, 1960. — Т. 25. — Ч. 1.
3. Будрин Д. В. Расчет лучистого теплообмена // Сб. трудов Уральского политехнического института. Теплообмен и вопросы экономии топлива. — Свердловск, 1951.

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, докт. техн. наук,  
 О. В. ДУБИНА (КГГМК «Криворожсталь»),  
 С. М. КОЗЛОВ, канд. техн. наук (БГПА),  
 В. В. НЕСВЕТ, канд. техн. наук (ДМК, Украина),  
 Р. Б. ВАЙС, канд. техн. наук (БГПА)

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПОДИНЫ НА НАГРЕВ СПЛОШНОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО СЛИТКА

Нагрев сплошных и полых толстостенных цилиндрических заготовок большого диаметра в кольцевых печах трубо- и осепрокатного производства перед прокаткой или прошивкой — одна из важнейших технологических операций. Термическая массивность подобных слитков приводит к образованию существенного температурного перепада по сечению нагреваемых заготовок, что требует для описания математической модели процесса нагрева использования дифференциального уравнения с частными производными.

Опубликованные ранее работы [1, 2] подтверждают априорный факт, что нагрев сплошных цилиндров в общем случае несимметричен. Кроме того, результаты экспериментальных исследований, проведенных на кольцевых печах осепрокатного стана 250 [3], позволяют сделать вывод, что нагрев заготовок диаметром 0,27 м и длиной 1,75—2 м также несимметричен, однако в этом случае теплообмен с торца цилиндра практически не сказывается на внутреннем теплопоглощении металла.

Температурную задачу процесса нагрева неограниченного цилиндра при несимметричном нагреве одновременно излучением и конвекцией можно описать дифференциальным уравнением с распределенными параметрами [4]:

$$c(T)\rho(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda(T) \left( \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2} \right) + \frac{\partial \lambda}{\partial r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial \lambda}{\partial \varphi} \frac{\partial T}{\partial \varphi} \quad (1)$$

с граничным

$$\begin{aligned} & \lambda(T) \frac{\partial T(R, \varphi, t)}{\partial r} = \\ & = \sigma(\varphi, T_{\text{печ}}(t)) (T_{\text{печ}}^4(t) - T^4(R, \varphi, t)) + \alpha(T_{\text{печ}}(t) - T(R, \varphi, t)) \end{aligned} \quad (2)$$

и начальным условиями

$$T(r, \varphi, 0) = T_0(r, \varphi), \quad (3)$$



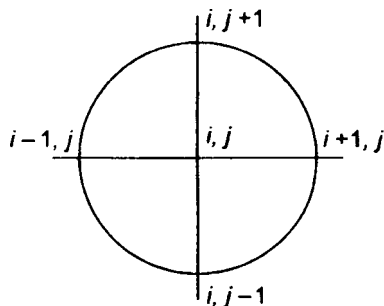
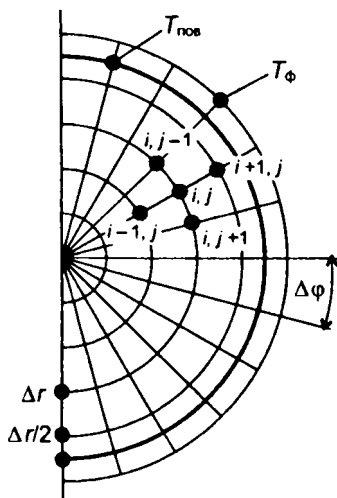


Рис. 1. Сеточная модель для расчета температур по сечению (а) и на оси (б) неограниченного цилиндра

где  $T = T(r, \varphi, t)$  — температура металла в точке сечения заготовки, заданной полярными координатами  $r$  и  $\varphi$ , в момент времени  $t$ ;  $c(T)$ ,  $\rho(T)$ ,  $\lambda(T)$  — теплоемкость, плотность и теплопроводность стали соответственно;  $T_{\text{печ}}(t)$  — температура греющей среды в момент времени  $t$ ;  $\sigma(\varphi, T_{\text{печ}}(t))$  — коэффициент теплообмена излучением, изменяющийся по периметру сечения слитка;  $\alpha$  — коэффициент теплообмена конвекцией;  $R$  — радиус цилиндра;  $T_0(r, \varphi)$  — распределение температурного поля по сечению заготовки в начальный момент времени.

Для решения математической модели нагрева (1)–(3), как правило, применяют метод сеток на основе неявной или явной расчетной схемы. При проведении численных экспериментов по прогнозированию изменения температурного поля нагреваемых слитков использована абсолютно устойчивая явная схема, в основных принципах получения которой применяется метод Дюфо-Франкела. Сеточная область представлена на рис. 1, а.

Следуя основной идее метода, частные производные в уравнениях (1) и (2) заменялись конечными разностями:

$$\frac{\partial F}{\partial x} = \frac{F(x+\Delta x) - F(x-\Delta x)}{2\Delta x};$$

$$\frac{\partial^2 F}{\partial x^2} = \frac{F(x+\Delta x) - 2F(x) + F(x-\Delta x)}{\Delta x^2}.$$

Полагая  $T_{i,j,k} = 0,5(T_{i,j,k+1} + T_{i,j,k-1})$ , из дифференциального уравнения (1) можно получить расчетную схему вида

$$\begin{aligned} T_{i,j,k+1} = & \left\{ \left[ 0,5 - \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \left( 1 + \frac{1}{r_i^2} \frac{\Delta r^2}{\Delta \varphi^2} \right) \right] T_{i,j,k-1} + \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \times \right. \\ & \times \left[ \left( 1 + \frac{\lambda_{i+1,j,k} - \lambda_{i-1,j,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i+1,j,k} + \left( 1 - \frac{\lambda_{i+1,j,k} - \lambda_{i-1,j,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i-1,j,k} \right] + \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \times \\ & \times \Delta t \frac{1}{r_i^2} \frac{\Delta r^2}{\Delta \varphi^2} \left[ \left( 1 + \frac{\lambda_{i,j+1,k} - \lambda_{i,j-1,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i,j+1,k} + \left( 1 - \frac{\lambda_{i,j+1,k} - \lambda_{i,j-1,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i,j-1,k} \right] + \\ & \left. + \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \frac{1}{2r_i} (T_{i+1,j,k} - T_{i-1,j,k}) \right\} \left[ 0,5 + \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \left( 1 + \frac{1}{r_i^2} \frac{\Delta r^2}{\Delta \varphi^2} \right) \right]^{-1}, \end{aligned}$$

где  $i, j, k$  — номера слоев по радиусу, углу и времени;  $a = \frac{\lambda(T)}{c(T)\rho(T)}$  — коэффициент температуропроводности.

Данное расчетное уравнение позволяет получить значение температурного поля в узлах цилиндра в момент времени  $(k+1)\Delta t$  по известным значениям температур в моменты времени  $k\Delta t$  и  $(k-1)\Delta t$ . В начальный момент времени полагаем  $T_{i,j-1} = T_{i,j,0}$ .

Для расчета температур осевого слоя цилиндра рассмотрим систему узлов, состоящую из центральной точки и четырех точек, отстоящих от центральной на расстояние  $\Delta r$  в соответствии со схемой, изображенной на рис. 1, б. Запишем

$$\begin{aligned} T_{i,j,k+1} = & \left\{ \left( 0,5 - \frac{2a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \right) T_{i,j,k-1} + \frac{a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \left[ \left( 1 + \frac{\lambda_{i+1,j,k} - \lambda_{i-1,j,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) \times \right. \right. \\ & \times T_{i+1,j,k} + \left( 1 - \frac{\lambda_{i+1,j,k} - \lambda_{i-1,j,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i-1,j,k} + \left( 1 + \frac{\lambda_{i,j+1,k} - \lambda_{i,j-1,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i,j+1,k} + \\ & \left. \left. + \left( 1 - \frac{\lambda_{i,j+1,k} - \lambda_{i,j-1,k}}{4\lambda_{i,j,k}} \right) T_{i,j-1,k} \right] \right\} \left( 0,5 + \frac{2a_{i,j,k}}{\Delta r^2} \Delta t \right)^{-1}. \end{aligned}$$

При проведении расчетов число узлов по координате  $\varphi$  на интервале  $[0, 2\pi]$  принималось кратным четырем. Значения  $a = a(T)$ ,

Числовые значения коэффициентов  $n_i$   
в зависимости от относительного значения межосевого расстояния

$n_i$	$S/D$					
	1,0	1,25	1,5	2,0	4,0	$\infty$
$n_0$	0,4320	0,4840	0,5370	0,6130	0,7100	0,7380
$n_1$	0,4222	0,4060	0,3910	0,3600	0,3330	0,3350
$n_2$	0,1640	0,1230	0,0830	0,0170	-0,0530	-0,0810
$n_3$	0,0120	0,0600	-0,0050	0,0170	0,0110	0,0140
$n_4$	-0,0330	-0,0240	-0,0150	-0,0170	-0,042	-0,0082
$n_5$	-0,0025	-0,0030	-0,0040	-0,033	-0,0015	0,010
$n_6$	0,0053	0	-0,0050	0,0120	-0,0004	0,0008

$\lambda = \lambda(T)$  соответствуют температурам в узлах сеточной области в начале каждого расчетного интервала времени. Их численные значения определялись по эмпирическим формулам, предложенным В. А. Маковским [5].

Учет граничного условия (2) производился путем введения фиктивного полуслоя у поверхности цилиндра по аналогии с приведенным выше алгоритмом. Температуру фиктивного полуслоя  $T_\phi$  находили с помощью метода последовательных приближений Ньютона.

Величина коэффициента излучения изменялась по периметру сечения заготовки с учетом влияния взаимного расположения заготовок  $S/D$  ( $S$  — расстояние между осями цилиндров,  $D$  — их диаметры) по формуле

$$\sigma(\varphi, T_{\text{печ}}(t)) = \sigma_{\text{max}}(T_{\text{печ}}(t)) \sum_{i=0}^6 n_i \cos i\varphi,$$

где  $\sigma_{\text{max}}(T_{\text{печ}}(t))$  — максимальное значение коэффициента теплообмена излучением при известной температуре печи  $T_{\text{печ}}(t)$  в момент времени  $t$ .

Значение  $\sigma_{\text{max}}$  определялось в зависимости от температуры печи по графику, полученному на основании экспериментальных исследований нагрева цилиндрических заготовок в кольцевой печи [4], а коэффициенты  $n_i$  — в зависимости от взаимного расположения заготовок по таблице 1.

В продолжение выполненных ранее исследований [4, 6, 7], направленных на изучение и совершенствование технологии нагрева металла в кольцевых печах, приведенную выше математическую

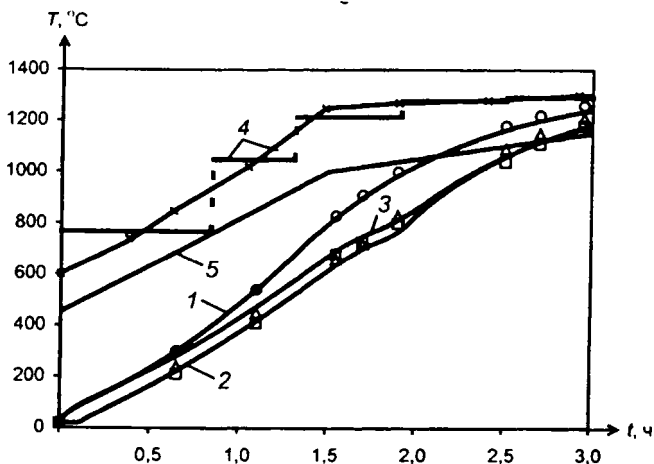


Рис. 2. Изменение температур в характерных точках (1 — верхняя поверхность, 2 — центр, 3 — нижняя поверхность) сечения слитка при заданном температурном режиме печи (4) и известной температуре подины (5): — — численное решение; о о о — эксперимент

модель, ставшую уже классической, модернизировали. При этом предлагается учитывать влияние нагретой подины на распределение температурного поля по сечению цилиндра. Будем считать, что 10 % поверхности слитка находятся в идеальном тепловом контакте с подиной. Тогда математическая модель (1)–(3) для соответствующей граничной области дополняется граничными условиями IV рода:

$$\lambda \frac{\partial T_{\phi}}{\partial x} \Big|_{\Gamma} = \lambda_{ш} \frac{\partial T_{\text{под}}}{\partial x} \Big|_{\Gamma}, \quad (4)$$

$$T_{\phi} \Big|_{\Gamma} = T_{\text{под}} \Big|_{\Gamma}, \quad (5)$$

где  $\lambda_{ш}$  — теплопроводность шамота;  $T_{\text{под}}$  — температура подины.

В качестве температуры фиктивного слоя приняли среднее значение между температурой, найденной итерационным методом Ньютона, и температурой, полученной из соотношений (4), (5). Это позволяет учитывать теплообмен не только с подиной, но и между соседними точками поверхности нагреваемого слитка.

Адекватность предлагаемой модели после ее параметрической идентификации вполне подтверждается результатами промышленного эксперимента [4].

На рис. 2 представлена динамика процесса нагрева металла во времени в характерных точках сечения цилиндрической заготовки

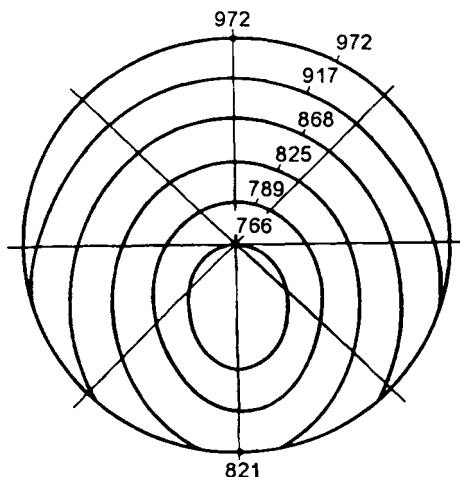


Рис. 3. Расположение расчетных изотерм по сечению заготовки

диаметром 0,27 м при несимметричном нагреве, а также значения температур греющей среды и подины. Там же приведены результаты экспериментальных замеров. Очевидно, среднее расхождение температур в характерных точках сечения заготовки, полученных в ходе эксперимента и по данным численных расчетов, не превышает 5 %, что можно считать вполне удовлетворительным. На рис. 3 показано расположение расчетных изотерм по сечению цилиндрической заготовки в момент наибольшего температурного перепада, где легко увидеть смещение термического центра по отношению к геометрическому.

Модернизированная математическая модель нагрева сплошных и полых цилиндрических заготовок может быть использована для анализа и совершенствования температурно-тепловых режимов при нагреве заготовок в кольцевых печах с деформированной подиной.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ситковский И. С., Клейнер М. К., Эммануэль Г. А. Нагрев круглых слитков в кольцевых печах // *Сталь*. — 1971. — № 3. — С. 272—276.
2. Тимошпольский В. И., Сичевой А. П. Режимы нагрева и термообработки при производстве железнодорожных осей // *Сталь*. — 1984. — № 12. — С. 69—71.
3. Гольдфарб Э. М., Тимошпольский В. И., Постольник Ю. С. Усовершенствование режима нагрева осевых заготовок в кольцевой печи // *Сталь*. — 1978. — № 9. — С. 866—868.

4. Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Пекарский М. Я. Кольцевые печи: Теория и расчеты. — Мн.: Выш. шк., 1993. — 248 с.

5. Маковский В. А. Эмпирические формулы для выражения температурной зависимости теплофизических свойств стали // Сталь. — 1972. — № 1. — С. 87—89.

6. Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Козлов С. М. Влияние кантования на нагрев цилиндрических заготовок с изменяющимися по периметру граничными условиями в кольцевых печах осепрокатного производства // Литье и металлургия. — 1999. — № 4. — С. 35—37.

7. Разработка и внедрение ресурсосберегающих теплотехнологий производства осевых заготовок на Днепровском металлургическом комбинате им. Ф. Э. Дзержинского / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, И. С. Тимошпольский и др. // Литье и металлургия. — 1998. — № 3. — С. 21—24.

УДК 669.187.2

С. Н. ПАДЕРИН, докт. техн. наук (МИСиС),  
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, докт. техн. наук (БГПА),  
А. Д. ШЕВЧЕНКО, канд. техн. наук (БМЗ),  
М. Г. ПШОНИК, канд. техн. наук,  
Н. Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук (БГПА)

## **ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В 100-ТОННОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ**

В электросталеплавильном производстве к настоящему времени сформировалась концепция технологии высшего уровня, направленная на коренное изменение технологии плавки и конструкции дуговых печей для решения двух основных задач: повышения производительности и уменьшения энергопотребления. Сверхмощная печь используется как высокопроизводительный агрегат для выплавки полупродукта. Использование металлизированных окатышей приводит к работе по специфическим энерготехнологическим режимам.

На Белорусском металлургическом заводе технология выплавки жидкого полупродукта в 100-тонной сверхмощной печи включает непрерывную загрузку металлизированных окатышей на жидкий металл, их плавление, совмещенное с окислительным рафинированием металлической ванны.

Важнейшей технологической задачей является синхронизация процессов непрерывной загрузки окатышей и их плавление с дос-

тижением прогнозируемой температуры металлической ванны переменной массы. Вдуванием кислорода в металлическую ванну при непрерывной загрузке металлизированных окатышей обеспечивается совмещение процессов нагрева и плавления окатышей и окислительного рафинирования металлической ванны переменной массы. Это не противоречит требованиям технологии высшего уровня, так как окислительное рафинирование металла не выделяется в самостоятельный технологический период и не связано со снижением производительности печи. Более того, энергия экзотермических химических реакций взаимодействия компонентов металлической ванны с кислородом добавляется к электрической и способствует ускорению процесса плавления. Одновременно с плавлением окатышей происходят обезуглероживание и дефосфорация жидкого металла.

В период непрерывной загрузки окатышей в печь происходят их нагрев и плавление в зоне электрических дуг, а также нагрев и окислительное рафинирование постоянно увеличивающейся массы жидкого металла. Одновременно осуществляются нагрев и ошлакование загружаемой в печь извести и нагрев жидкого шлака. Эти энергоемкие процессы происходят за счет электрической энергии. Некоторый вклад в энергетику этих процессов вносят экзотермические химические реакции при вдувании в жидкий металл газообразного кислорода. За время непрерывной нагрузки и плавления металлизированных окатышей необходимо увеличить массу жидкого металла от начальной  $m_0$  до заданной  $m_{\text{кон}} = 115 - 125$  т, получить температуру и химический состав жидкого металла в рекомендованных пределах, причем металл должен быть хорошо перемешан, однороден по температуре и составу. Этот результат достигается интенсивным кипением ванны за счет развития реакции обезуглероживания стали при вдувании кислорода.

При разработке энерготехнологических режимов этого периода важно синхронизировать скорость загрузки и скорость расплавления окатышей. Мощность печи должна быть максимальной, чтобы обеспечить высокую производительность агрегата и требования технологии высшего уровня. Этой максимальной мощности должны соответствовать оптимальные скорости загрузки окатышей, равные скоростям их плавления. Не должны происходить как накопление массы нерасплавившихся окатышей, так и значительные перегревы металлической ванны. В период непрерывной загрузки и плавления окатышей необходимо обеспечить нагрев металлической ванны до температуры, близкой к температуре выпуска жидкого металла из печи.

Процесс плавления окатышей совмещают с процессом окислительного рафинирования стали. Желательно иметь продолжительный период интенсивного обезуглероживания и кипения металла при относительно высокой и постоянной температуре, что приводит к дегазации стали, удалению неметаллических включений, усреднению температуры и состава металла в печи. Результаты опытных плавов позволяют рассчитать возможные варианты энерготехнологических режимов выплавки жидкого полупродукта в 100-тонной сверхмощной дуговой печи, удовлетворяющие требованиям технологии высшего уровня.

Уравнение полезной мощности запишем в форме

$$\dot{Q} = A + B(T - T_{\text{пл}}) + C(T - T_{\text{пл}}) / \Delta\tau, \quad (1)$$

где  $A = (c_1 \delta \dot{m} + c_{\text{из}} \dot{m}_{\text{из}})(T_{\text{пл}} - 293) + L_{\text{Fe}} \dot{m} + L_{\text{из}} \dot{m}_{\text{из}}$ ;  $B = c_1 \delta \dot{m} + c_{\text{из}} \dot{m}_{\text{из}}$ ;  $C = c_2 m_0$ .

Коэффициенты  $A$  и  $B$  являются функциями скоростей загрузки окатышей  $\delta \dot{m}$  и извести  $\dot{m}_{\text{из}}$ , коэффициент  $C$  зависит от массы жидкого металла  $m_0$  в печи перед началом загрузки окатышей. Если принять, что скорость загрузки извести составляет 10 % от скорости загрузки окатышей, то коэффициенты  $A$  и  $B$  можно выразить функциями одной переменной: скорости увеличения массы жидкого металла  $\dot{m}$ , кг/с. С учетом величин констант  $c_1$ ,  $c_2$ ,  $c_{\text{из}}$ ,  $L_{\text{Fe}}$ ,  $L_{\text{из}}$  ( $c_1 = 0,698$  кДж/(кг · К) — средняя удельная теплоемкость стального лома,  $c_2 = 0,835$  кДж/(кг · К) — удельная теплоемкость жидкого металла,  $c_{\text{из}} = 0,903$  кДж/кг — средняя удельная теплоемкость твердой извести,  $L_{\text{Fe}} = 284$  кДж/(кг · К) — удельная теплота плавления шихтовых материалов на основе железа,  $L_{\text{из}} = 0,209$  кДж/кг — удельная теплота «ошлакования» извести) получим:

$$A = (c_1 \delta \dot{m} + 0,1 \dot{m}_{\text{из}})(T_{\text{пл}} - 293) + L_{\text{Fe}} \dot{m} + 0,1 L_{\text{из}} \dot{m}_{\text{из}} = 1538 \dot{m}; \quad (2)$$

$$B = c_2 \dot{m} + c_{\text{из}} 0,1 \dot{m} = (c_2 + 0,1 c_{\text{из}}) \dot{m} = (0,835 + 0,1 \cdot 0,624) \dot{m} = 0,897 \dot{m}; \quad (3)$$

$$C = c_2 m_0 = 0,835 m_0. \quad (4)$$

Уравнение (1) и значения коэффициентов  $A$ ,  $B$ ,  $C$  по уравнениям (2)—(4) позволяют получить следующие взаимосвязанные зависимости между двумя технологическими параметрами (скорость увеличения массы жидкого металла и продолжительность загрузки окатышей) и температурой металлической ванны:



$$\tau = f(\dot{m}, T) = \frac{0,835m_0(T - T_0)}{\dot{Q} - [15838 + 0,897(T - T_{пл})]\dot{m}};$$

$$\dot{m} = f(\tau, T) = \frac{\dot{Q}\tau - 0,835m_0(T - T_0)}{[1538 + 0,897(T - T_{пл})]\tau};$$

$$T = f(\dot{m}, \tau) = \frac{(\dot{Q} + 14\dot{m})\tau + 0,835m_0T_0}{0,897\dot{m}\tau + 0,835m_0}. \quad (5)$$

С помощью этих уравнений можно разрабатывать разные энерготехнологические режимы периода загрузки окатышей, удовлетворяющие заданным требованиям. В соответствии с высказанными выше технологическими рекомендациями загрузку окатышей можно разделить на два периода.

В течение первого, относительно короткого, регулируем скорость загрузки окатышей при постоянной и высокой мощности так, чтобы обеспечить нагрев металлической ванны до оптимальной температуры  $T$ . Во втором периоде при постоянной и максимальной скорости загрузки окатышей температура металлической ванны должна оставаться практически постоянной, что обеспечивает оптимальные условия окислительного рафинирования жидкого металла.

Уравнение (5) использовали для расчета температуры металлической ванны на опытной плавке в 100-тонной дуговой печи.

На этой плавке загрузку окатышей начали на 23-й минуте от начала плавления брикетов. Начальную температуру металла приняли равной температуре плавления металлизированных окатышей:  $T_0 = 1730\text{ К}$ . В расчетах взяты фактические значения активной мощности и скорости загрузки окатышей. При скорости подвода кислорода  $17,5\text{ м}^3/\text{мин}$  тепловая мощность экзотермических реакций

$$\dot{Q}_x = 0,744\dot{Q}_{O_2} (1,6 \cdot 159,32 + 0,3 \cdot 254,85 - 0,029(T - 293)) = 3,73 \text{ МВт}. \quad (6)$$

Тепловой КПД на весь период загрузки  $\eta_T = 0,70$ . Полезную мощность (МВт) в расчетных промежутках времени определили по уравнению

$$\dot{Q} = \eta_T(\bar{P} + \dot{Q}_x) = 0,70(\bar{P} + 3,73).$$

Исходные данные и результаты расчетов представлены в таблице 1. Из таблицы видно, что расчетные и измеренные температуры металлической ванны находятся в удовлетворительном соответствии.

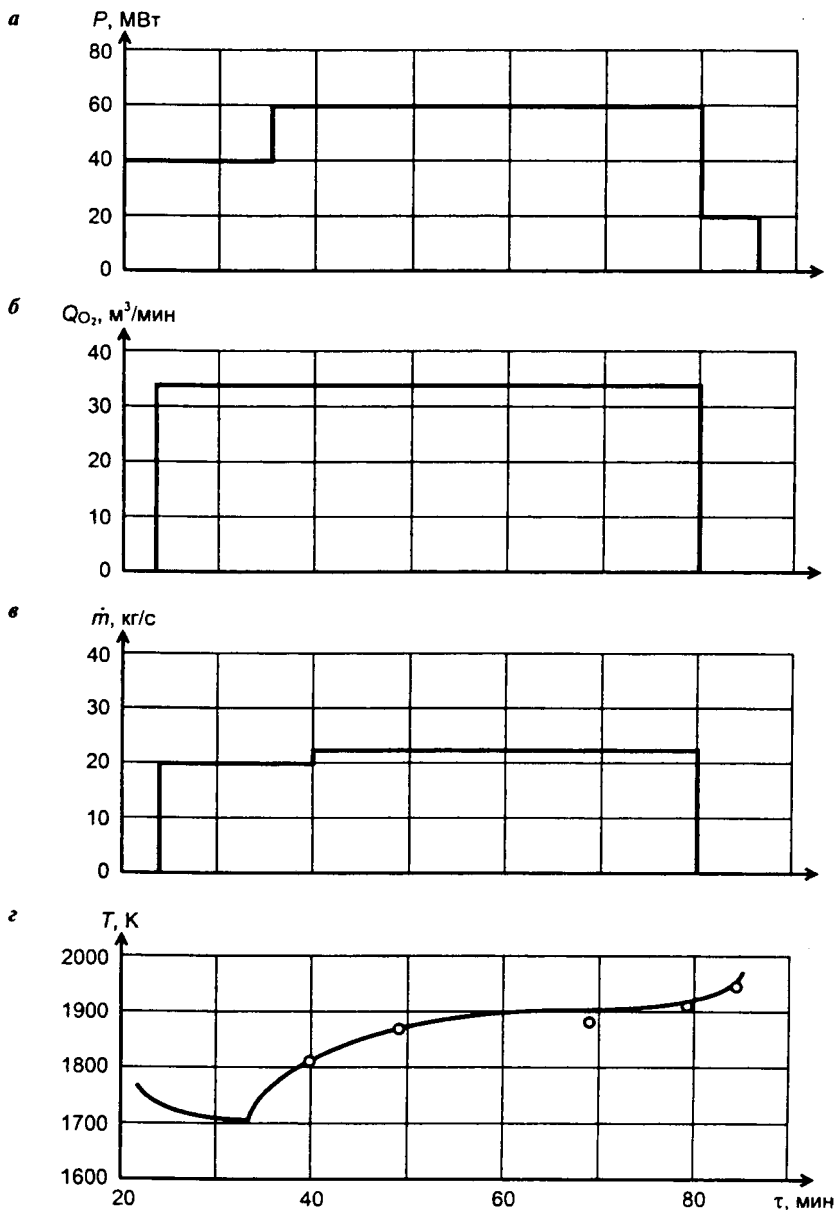


Рис. 1. Технологические параметры опытной плавки в 100-тонной дуговой печи: а — активная мощность  $P$ ; б — скорость подвода кислорода  $Q_{O_2}$ ; в — скорость увеличения массы жидкого металла  $\dot{m}$ ; г — расчетная кривая изменения температуры металлической ванны и измеренные значения температуры по ходу плавки

Технологические параметры опытной плавки в 100-тонной дуговой печи.  
 Расчетные и измеренные температуры металлической ванны  
 в период загрузки окатышей

Время, мин	$\Delta t$ , с	$\bar{P}$ , МВт	$\dot{m}$ , кг/с	$m_i$ , т	Температура $T$ , К	
					расчетная	измеренная
23				39,0	1730	—
33	600	41,2	21,85	52,11	1700	—
39	360	58,9	21,85	59,98	1776	1780
49	600	58,9	23,75	74,23	1836	1865
69	1200	59,8	23,75	102,73	1905	1867
79	600	59,8	23,75	117,0	1927	1923
84	300	24,0	0	117,0	1978	1950

На рис. 1 приведены технологические параметры этой плавки: активная мощность трансформатора, скорость увеличения массы жидкого металла и скорость подвода кислорода. На рис. 1,  $z$  показана рассчитанная по уравнению (6) кривая изменения температуры металлической ванны. Измеренные значения температуры удовлетворительно укладываются на расчетную кривую.

Таким образом, разработана и опробована физико-химическая модель энергетических и технологических процессов периода непрерывной загрузки окатышей в 100-тонную дуговую печь. Модель позволяет рассчитывать и прогнозировать температуру металлической ванны при заданных энерготехнологических параметрах и совмещении процессов загрузки—плавления окатышей и окислительного рафинирования жидкого металла. Предложенную модель целесообразно использовать для разработки оптимальных энерготехнологических режимов, удовлетворяющих требованиям технологии высшего уровня.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Лопухов Г. А., Кацов Е. З. Производство стали в дуговых печах. Итоги науки и техники. Серия. Производство чугуна и стали. — М.: ВИНТИ, 1989. — Т. 19. — С. 3—87.

2. Расчеты металлургических реакций на ЭВМ / Д. И. Рыжонков, С. Н. Падерин, С. В. Серов и др. — М.: Металлургия, 1987. — 231 с.

3. Кинематические закономерности и технологические константы обезуглероживания стали в 100-т дуговой печи / С. Н. Падерин, А. Г. Афанасиади, С. И. Чемерис и др. // Физико-химические основы металлургических процессов. — М.: АН СССР. Ин-т металлургии им. Байкова, 1991. — Ч. 2. — С. 137—140.

УДК 669.041

В. Б. КОВАЛЕВСКИЙ, докт. техн. наук,  
Д. М. ЗЕЗЮЛИН (БГПА)

### МИНИМИЗАЦИЯ ОТКЛОНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТ ЗАДАННОЙ ПРИ ВЫДЕРЖКЕ МЕТАЛЛА В КАМЕРНЫХ ПЕЧАХ

При рассмотрении задачи тепловой обработки термически тонкого тела в камерной печи [1], ввиду отличия реального теплового процесса от желаемого, возникает проблема минимизации имеющегося рассогласования по температуре газа  $\Delta T_r$ , металла  $\Delta T$  и расходу топлива  $\Delta v$ .

Задача минимизации рассогласования может быть представлена в виде [2]:

$$\frac{dx}{dt} = Ax + Bu; \quad (1)$$

$$x(t_k) = x_k; \quad (2)$$

$$I(u) = \int_0^{t_k} (x^T Px + u^T Qu) dt \rightarrow \min_{u \in R}, \quad (3)$$

где  $x = \begin{pmatrix} \Delta T_r \\ \Delta T \end{pmatrix}$ ;  $u = \Delta v$ ,  $A = \begin{pmatrix} A_2 + A_3 & -A_3 \\ -\mu & \mu \end{pmatrix}$ ;  $B = \begin{pmatrix} -A_1 \\ 0 \end{pmatrix}$ ;  $x_k = \begin{pmatrix} \Delta T_{r0} \\ \Delta T_0 \end{pmatrix}$ ;  
 $P = \begin{pmatrix} \alpha & 0 \\ 0 & \beta \end{pmatrix}$ ;  $Q = \gamma$ .

В формулах (1)—(3) были приняты следующие обозначения:  $T_r(t)$  — температура греющей среды, °С;  $T(t)$  — температура металла, °С;  $v$  — расход газа, м<sup>3</sup>/ч;  $t_k$  — конечное время выдержки,

ч;  $A_1, A_2, A_3, \mu$  — константы, характеризующие динамику процесса нагрева металла;  $\alpha, \beta, \gamma$  — весовые коэффициенты, большие нуля.

Для решения полученной задачи аналитического конструирования оптимальных регуляторов (1)–(3) рассмотрим вспомогательное квазилинейное дифференциальное уравнение в частных производных

$$\frac{\partial S(x,t)}{\partial t} + \left( \frac{\partial S(x,t)}{\partial x}, Ax + Bu \right) = x^T Px + u^T Qu \quad (4)$$

с начальным условием

$$S(x, 0) = 0. \quad (5)$$

Решение системы (4), (5) производим при

$$u = \frac{1}{2} (Q^{-1})^T B^T \left( \frac{\partial S(x,t)}{\partial x} \right)^T. \quad (6)$$

После подстановки (6) в (4) получим

$$\begin{aligned} \frac{\partial S(x,t)}{\partial t} + \left( \frac{\partial S(x,t)}{\partial x}, Ax + \frac{1}{2} W \left( \frac{\partial S(x,t)}{\partial x} \right)^T \right) = \\ = x^T Px + \frac{1}{4} \frac{\partial S(x,t)}{\partial x} W \left( \frac{\partial S(x,t)}{\partial x} \right)^T, \end{aligned} \quad (7)$$

где  $W = B(Q^{-1})^T B^T$ .

Таким образом, имеем задачу Коши для нелинейного уравнения с частными производными первого порядка (7), (5). Решим данную задачу методом характеристик [3]. На основании характеристической системы составляем уравнение

$$\begin{pmatrix} \frac{dx}{dv} \\ \left( \frac{dR}{dv} \right)^T \end{pmatrix} = \Lambda \begin{pmatrix} x \\ R^T \end{pmatrix}, \quad (8)$$

где  $R_0 = \frac{\partial S}{\partial t}$ ,  $R = \frac{\partial S}{\partial x}$ ,  $\Lambda = \begin{pmatrix} A & \frac{1}{2} W \\ P + P^T & -A^T \end{pmatrix}$ .

Решение уравнения (8) записывается в виде

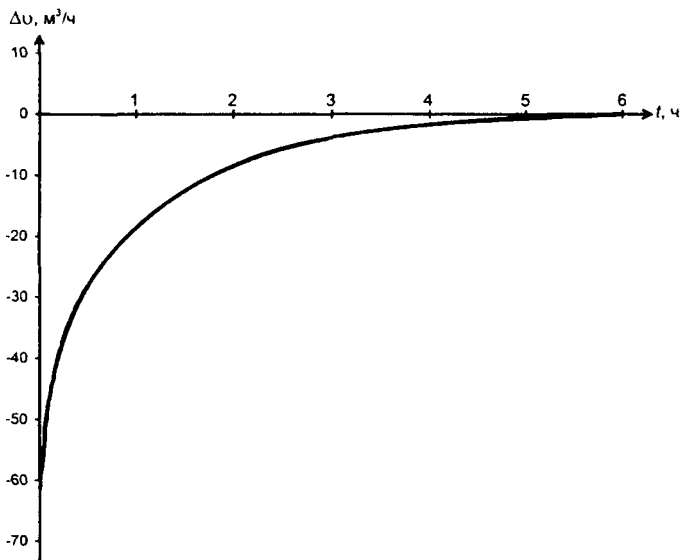


Рис. 1. Отклонение реального расхода топлива от желаемого

$$\begin{pmatrix} x \\ R^T \end{pmatrix} = e^{\Lambda v} \begin{pmatrix} \tau \\ 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varphi_1(v) & \varphi_3(v) \\ \varphi_2(v) & \varphi_4(v) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \tau \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (9)$$

Из (9) легко видеть, что

$$\frac{\partial S(x, t)}{\partial x} = x^T \left( \varphi_1(t)^{-1} \right)^T \varphi_2(t)^T. \quad (10)$$

Тогда, исходя из (6), получим, что

$$u = \frac{1}{2} \left( Q^{-1} \right)^T B^T \varphi_2(t) \varphi_1(t)^{-1} x. \quad (11)$$

Подстановка (11) в исходную систему (1)–(2) и ее решение относительно  $x$  позволяют получить оптимальную траекторию  $x^*(t)$ , что в свою очередь дает возможность определить искомое программное управление  $u^*(t)$ .

Для реализации предложенной методики было разработано программное обеспечение в среде Borland Delphi 4.0.

В качестве исходных данных принимались следующие значения: начальные отклонения температур печи и металла соответственно —  $\Delta T_{r0} = 30$  °С,  $\Delta T_0 = 60$  °С, температура выдержки печи

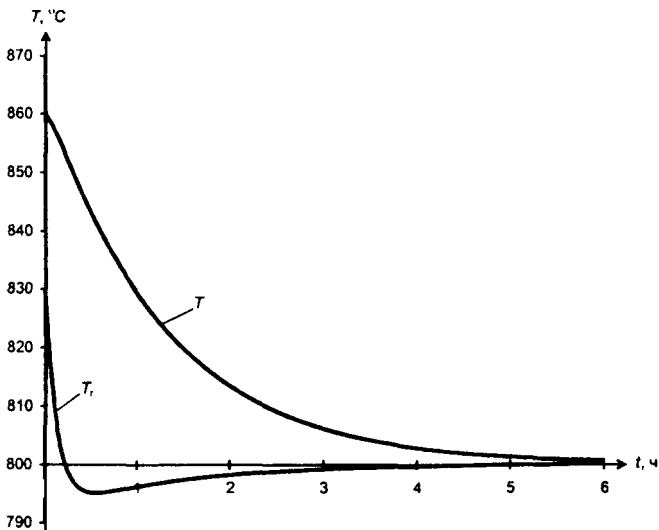


Рис. 2. Изменение температуры металла и греющей среды

$800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $A_1 = 6,11\text{ ч}^{-1}$ ,  $A_2 = 0,638\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{м}^3$ ,  $A_3 = 3,45\text{ ч}^{-1}$ ,  $\mu = 0,69\text{ ч}^{-1}$ ,  $\alpha = \beta = \gamma = 1$ ,  $t_{\text{к}} = 6\text{ ч}$ .

Отклонение реального расхода топлива при оптимальном процессе нагрева от желаемого при заданной температуре выдержки металла, график оптимального режима работы печи представлены на рис. 1 и 2 соответственно.

Таким образом, получен алгоритм решения задачи минимизации отклонения температуры от заданной. Разработано программное обеспечение, позволяющее получить оптимальное отклонение расхода газа и оптимальное изменение температуры печи и металла.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Лисиенко В. Г., Ковалевский В. Б., Хо Жуйтиюань. Оптимальный нагрев металла в камерных печах с минимальным расходом газа // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1994. — № 12. — С. 40–42.
2. Ковалевский В. Б., Козлов С. М. Минимизация рассогласования при выдержке металла в камерных печах // Инженерно-физический журнал. — 1999. — № 5. — С. 980–982.
3. Смирнов В. И. Курс высшей математики. — М.: Наука, 1981. — 624 с.

## ОСОБЕННОСТИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Ресурсосберегающая технология переработки металлоотходов, включающая их переплав и заливку металла на установках вертикального непрерывного литья, позволяет получать заготовки из легированных сталей, по свойствам не уступающие прокату.

В металлоотходах значительную часть составляют различные марки хромистых сталей в виде изношенных деталей инструмента, обрезки проката и др. Переплав этих отходов и разливка металла в заготовки — достаточно сложный и трудоемкий технологический процесс, связанный с низкими литейными свойствами металла: течением расплава и затвердеванием отливки. Используя вертикальное непрерывное литье для получения заготовок, учитывали такие его преимущества, как благоприятные условия формирования отливок и возможность регулирования теплоотвода, всплывания в процессе литья различных включений, распределение включений более равномерно по сечению и длине, получение мелкозернистой симметричной структуры.

Исследовали и отработывали технологию получения непрерывнолитых заготовок из отходов сталей 40X, 20X13 и 12X18H10T.

Качество выплавленного металла, соответствие химического состава заданному в значительной степени определяют качество отливки.

Ряд требований и технологических приемов являются общими при производстве различных сталей, некоторые должны быть выполнены индивидуально при соблюдении определенных условий плавки, последовательности проведения технологических операций. Отдельно отработывалась технология выплавки в индукционной высокочастотной тигельной печи низколегированной стали 40X и высоколегированных 20X13 и 12X18H10T.

Особенности переплава отходов хромистых сталей связаны с необходимостью очистки и доводки расплава путем использования присадок, последовательности операций рафинирования и модифицирования, режима ведения плавки, подготовки шихты и плавильной печи.

Для выплавки низколегированных сталей можно использовать как основную, так и кислую футеровку тигля. Высоколегированные стали необходимо выплавлять только в тиглях с основной футеровкой.



Так как выплавка металла на небольших по объему производствах осуществляется обычно в одной печи, целесообразно использовать основную футеровку для всех марок хромистых сталей, чтобы исключить внеочередную футеровку печи.

Основное количество ферросплавов необходимо вносить в металлотавалку, а корректировку состава производить загрузкой ферросплавов в тигель не позднее чем за 20 мин до выпуска металла из печи, что обеспечивает их расплавление и равномерное распределение легирующего элемента по объему металла. Титан следует подавать в печь за 7—10 мин до выпуска, а алюминий — непосредственно в ковш.

В течение плавки необходимо неоднократное рафинирование расплава с последующим модифицированием.

Достоинства вертикального непрерывного литья в полной мере проявляются при точном соблюдении как технологических режимов и параметров, так и последовательности выполнения всех операций.

При литье хромистых сталей тепловой режим кристаллизатора сохраняется стабильным в течение всего процесса литья при заливке металлом, температура которого на 50—80 °С выше температуры ликвидуса.

Высокая температура заливаемого металла, средняя его жидкотекучесть, неизбежное образование оксидных пленок на мениске усложняют систему подачи металла в кристаллизатор. Наиболее оптимальный вариант заливки — по открытым коротким каналам (количество зависит от поперечного сечения отливки), выходящим из литниковой чаши, с подачей в нее металла непосредственно из ковша. Для заготовок диаметром до 100—150 мм — двухручьевой и т. п. Литниковая система должна быть футерована теми же материалами, что и тигель плавильной печи.

Факторами, определяющими стабильность процесса и качество отливки, являются: режим охлаждения, скорость литья, режим вытягивания затвердевающей отливки, температура заливаемого металла.

Затвердевание стальной отливки в режиме интенсивного охлаждения характеризуется быстрым образованием наружной оболочки в виде корки неодинаковой толщины, что может приводить к возникновению внутренних горячих трещин. Кроме того, образуется каркас радиально расположенных кристаллов, препятствующий усадке. В результате возможно образование дефектов, обусловленных усадкой и ликвацией легирующих элементов.

Наличие жидкой сердцевины и непрерывное поступление расплава в затвердевающую отливку вызывают образование конвективных потоков, которые влияют на концентрацию примесей в

слое фронта кристаллизации. В связи с этим отмечена некоторая микронеоднородность распределения хрома по сечению дендритов. Получение равномерной толщины корочки в начальный момент кристаллизации дает возможность увеличить однородность дендритной структуры и уменьшить степень дендритной ликвации. Этому способствуют и такие методы воздействия на кристаллизующийся металл, как модифицирование, различные виды перемешивания.

Неодинаковая температура поверхности отливки из-за различной толщины корки в результате неравномерного контакта металла с рабочей стенкой кристаллизатора приводит к образованию продольных трещин. Температура поверхности отливки может колебаться от 700 до 1250 °С. Некоторое выравнивание температуры наблюдается после выхода отливки из кристаллизатора за счет разогрева затвердевшим металлом.

Предупреждение таких дефектов связано с регулированием теплоотвода при формировании начальной корки. Повышая интенсивность теплоотвода в начальный период формирования отливки, можно получить достаточно равномерную по толщине прочную корку в начальный момент кристаллизации. Это позволит в какой-то мере иметь одинаковую температуру поверхности и избежать образования продольных трещин. Подача жидкого металла на мениск, защищенный шлаковым покрытием, предотвращает образование корки на мениске, способствует компенсации усадки, уменьшению осевой пористости.

Толщина наружной корки, затвердевающей в кристаллизаторе, зависит от скорости литья и режима извлечения отливки, также связанных с теплоотводом.

С одной стороны, увеличение скорости литья способствует улучшению качества поверхности, с другой — увеличивает вероятность прорыва корки из-за недостаточной ее прочности.

Для хромистых сталей предпочтителен циклический режим извлечения отливки, при котором можно сочетать высокую скорость и последующую выдержку (остановку). Увеличение скорости позволяет обеспечить достаточную производительность, хорошее качество поверхности, а выдержка оказывает положительное действие на «залечивание» пустот в кристаллизующемся сечении отливки, компенсируя усадку, снижая развитие внутренних напряжений и образование горячих трещин, уменьшая глубину усадочной раковины.

Увеличению скорости литья способствует также вторичное охлаждение. Для хромистых сталей наиболее эффективно охлаждение

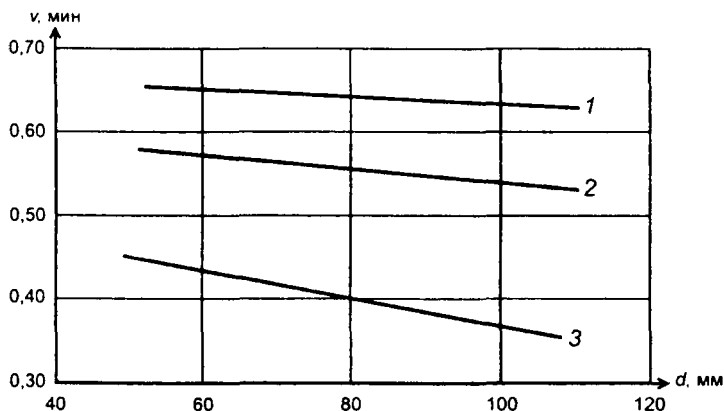


Рис. 1. Скорость литья в зависимости от диаметра получаемой заготовки: 1 — для стали 20Х13 при  $T_{зал} = 1580-1600$  °С; 2 — для стали 40Х при  $T_{зал} = 1560-1580$  °С; 3 — для стали 12Х18Н10Т при  $T_{зал} = 1600-1620$  °С

на выходе отливки из кристаллизатора с монотонным падением температуры поверхности отливки до 850—950 °С к моменту полного ее затвердевания. Наиболее благоприятные условия для кристаллизации получены при ступенчатом водовоздушном охлаждении.

На основании опытных данных построена графическая зависимость, учитывающая диаметр отливаемой заготовки, марку стали, температуру заливаемого металла, которая может быть использована при разработке конкретной технологии (рис. 1).

Для получения заготовок из хромистых сталей методом вертикального непрерывного литья можно рекомендовать технологические параметры в пределах:

Температура заливаемого металла	1560—1600 °С
Скорость непрерывного хода	0,75—1,5 м/мин
Режим	циклический
Время движения	1,0—2,5 с
Время остановки	1,6—2,0 с
Шаг протяжки	15—22 мм
Средняя скорость литья	0,42—0,57 м/мин

Опытные партии заготовок, изготовленных по разработанной технологии из отходов сталей 40Х, 20Х13 и 12Х18Н10Т, показали, что качество и свойства металла соответствуют ГОСТу и превышают свойства аналогичных сталей, полученных традиционными методами. Это же подтвердили и результаты исследования сталей в деформированном состоянии на 50 и 80 %.

# ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

---

УДК 669.715.018

**Б. М. НЕМЕНЕНОК**, докт. техн. наук,  
**С. П. ЗАДРУЦКИЙ**, канд. техн. наук,  
**С. П. КОРОЛЕВ**, канд. техн. наук,  
**Н. И. БЕСТУЖЕВ**, канд. техн. наук,  
**В. М. МИХАЙЛОВСКИЙ** (БГПА)

## ТАБЛЕТИРОВАННЫЙ ПРЕПАРАТ НИЗКОЙ ТОКСИЧНОСТИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ РАСПЛАВОВ

Важное место в промышленности занимают отливки из алюминиевых сплавов, масштабы производства которых во всем мире постоянно увеличиваются. В настоящее время в Республике Беларусь имеется более 40 цветно-литейных цехов и участков, которые относятся к категории производств с повышенной опасностью и включают в себя гамму факторов, вредно воздействующих на окружающую среду и здоровье работающих.

Одним из мощных источников загрязнения атмосферы является общепринятая технология приготовления алюминиевых сплавов, предусматривающая рафинирование и модифицирование расплава реагентами, включающими хлор- и фторсодержащие соли и их комплексные соединения. Широкое применение обусловлено их высокой эффективностью. Поэтому специалисты не акцентировали внимание на негативных сторонах использования этих реагентов (высокая летучесть, способность образовывать тонкодисперсные аэрозоли). Наибольший вред наносят алюминий хлористый ( $\text{AlCl}_3$ ), марганец хлористый ( $\text{MnCl}_2$ ), продукты деструкции гексахлорэтана ( $\text{C}_2\text{Cl}_6$ ), натрий фтористый ( $\text{NaF}$ ) и т. д. Расход этих компонентов при плавке колеблется от 0,2—0,5 до 2,0—3,0 % от массы жидкого металла. При контакте с расплавом соли ( $\text{MnCl}_2$ ,  $\text{ZnCl}_2$ ,  $\text{C}_2\text{Cl}_6$ ) переходят в газообразное состояние, другая часть ( $\text{NaCl}$ ,  $\text{KCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{MgCl}_2$  и др.) попадает в шлак. Газообразные продукты в вентиляционной системе охлаждаются, конденсируются в тонкодисперсные аэрозоли и практически в полном объеме выбрасываются в атмосферу.

При плавке в индукционных печах ИАТ-6 выделяется до 3 кг вредных выбросов на тонну расплава силумина, в которых преобладают оксиды алюминия, гексахлорбензол, соли фтора и хлора. В процессе рафинирования гексахлорэтаном и другими хлорсодержащими соединениями происходит выброс паров гексахлорбензола в количестве около 1,2 кг на тонну расплава, которые затем конденсируются на пыли [1]. Следует также отметить, что в случае применения для обработки алюминиевых сплавов жидких универсальных флюсов из флюсоплавильной установки выделяются высокотоксичные газы — хлор и фтор. При таком варианте рафинирования и модифицирования объемы газовых выбросов в атмосферу цеха еще выше, чем при использовании сухих флюсов.

Учитывая, что экологические проблемы в значительной степени являются определяющими в развитии новых технологий в литейном производстве и получение качественных отливок из большинства алюминиевых сплавов невозможно без рафинирования и модифицирования расплава, следует более внимательно подходить к их выбору.

Исследованиями, выполненными на кафедре «Металлургия литейных сплавов» БГПА, установлено рафинирующее действие серы в расплаве алюминия. Сера относится к 4-му классу опасности, и ее ПДК составляет 6 мг/м<sup>3</sup>. Температура кипения серы — 445 °С, поэтому при вводе ее в расплав она переходит в газообразное состояние и реализуется классическая схема адсорбционного рафинирования. Кроме того, сера оказывает значительное влияние на механические и технологические свойства алюминия и его сплавов за счет рафинирования расплава, повышения жидкотекучести, изменения габитуса железосодержащих фаз и измельчения включений первичного кремния.

Вместе с тем необходимо отметить, что использование серы в виде порошка не обеспечивает устойчивого модифицирующего эффекта ввиду ее интенсивного испарения при температуре ввода с образованием в расплаве концентрированных газовых пузырей [2]. Кроме того, такая технология представляет опасность травмирования обслуживающего персонала выбросами металла.

Для повышения эффективности рафинирующего действия серы ее следует вводить вместе с наполнителями, которые, во-первых, задерживают ее испарение и обеспечивают выделение газообразной серы в виде пузырьков небольшого размера, а во-вторых, оказывают модифицирующее действие на другие составляющие сплава. При этом желательно, чтобы наполнители не воз-

действовали негативно на окружающую среду, имели небольшую стоимость и не способствовали загрязнению расплава.

При разработке таблетированного препарата низкой токсичности многоцелевого назначения в качестве наполнителя использовали компоненты «А», «В» и «С». Концентрацию наполнителя выбирали опытным путем для обеспечения спокойного разложения таблетки.

Испытание дегазирующей таблетки с наполнителем «А» проводили в условиях АО «АВТОВАЗ» на сплаве АК6М2 в раздаточном ковше емкостью 900 кг. Сплав выплавляли в газовой печи «Линдберг» AP-60000 и обрабатывали по заводской технологии жидким флюсом МХ3. На втором этапе рафинирования расплава сравнивали эффективность действия предложенного таблетированного препарата и таблеток «Дегазер» производства ОАО «Средне-Волжский завод химикатов» (г. Чапаевск). Оценивали балл пористости по шкале ВИАМ и механические свойства. Результаты опытных плавок приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 следует, что предложенный препарат имеет более высокую эффективность при времени активного барботажа 3—4 мин.

По результатам анализов воздушной среды, выполненных лабораторией промсанитарии на рабочем месте, выделение вредных веществ — сернистого ангидрида ( $SO_2$ ) и оксида углерода (CO) — не обнаружено.

Испытание дегазирующих таблеток с наполнителем «А» было проведено также на сплаве АК18 в условиях ОАО «Мотордеталь» (г. Кострома). Результаты металлографического анализа показали, что после обработки расплава предложенным составом обеспечивается высокая плотность поршней (1—2 балла пористости) и наблюдается модифицирование эвтектики, что не допускается для

Таблица 1

Результаты сравнительных испытаний

Вид обработки расплава	Балл пористости	Механические свойства		
		$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа
Без обработки	3	210	3,8	763
МХ3 + «Дегазер»	2	220	4,6	771
МХ3+таблетированный препарат	1—2	230	5,2	779

жаропрочных поршневых сплавов. Для сплавов такого типа был предложен состав с наполнителем «В», который также показал высокую рафинирующую способность без модифицирующего воздействия на эвтектику. Сравнительные испытания дегазирующих препаратов на основе серы с наполнителями «А» и «В» подтвердили свою высокую эффективность на ряде производств алюминиевого литья в Российской Федерации и показали конкурентоспособность по отношению к препарату «Дегазер» (г. Чапаевск), Probat Fluss и Evtektal (SCHAFER, Германия).

Высокая химическая активность серы по отношению к щелочным и щелочно-земельным металлам была использована для рафинирования от этих нежелательных примесей технического алюминия марок А5 и А5Е в условиях ОАО «Кандалакшский алюминиевый завод». Испытание таблеток с наполнителями «В» и «С» проводили в 2-тонных раздаточных ковшах и в 10-тонном миксере. Расход препарата составлял 0,05 % от массы расплава. Время барботажных составов «В» и «С» длилось соответственно 4—6 и 10—12 мин.

Оба состава показали хорошую рафинирующую способность по очистке расплава от шлаковых и неметаллических включений, снижение газовой пористости и содержания вредных примесей (магния на 30—40 %, лития на 50—60 %), что значительно эффективнее, чем у применяемых на заводе рафинирующих составов Probat Fluss AL 224 фирмы SCHAFER, добавляемых в расплав в количестве 0,1 % от массы расплава.

Составы таблетированных низкотоксичных препаратов имеют гигиенические паспорта Республики Беларусь и Российской Федерации и в настоящее время используются более чем на 50 промышленных предприятиях этих стран.

## ЛИТЕРАТУРА

1. РД 0237631.043—88. Рекомендации по проектированию систем пылегазоочистки выбросов печей для плавки алюминия и бронз. — Мн., 1988. — 28 с.
2. *Немененок Б. М.* Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. — Мн.: Технопринт, 1999. — 272 с.

Д. А. ХУДОКОРМОВ, А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,  
В. А. КИШКЕВИЧ (БГПА)

## ПРИМЕНЕНИЕ СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ (ЧШГ) В ПРОИЗВОДСТВЕ ЭЛЕКТРОКОНФОРК

Конфорки бытовых электрических плит работают в тяжелых условиях термоциклических нагрузок и высокотемпературной газовой коррозии, поэтому к материалу для их изготовления предъявляются особые требования по коррозионной и термоциклической стойкости. Вместе с тем материал для отливок «корпус электроконфорки» должен обладать хорошими технологическими свойствами: жидкотекучестью, отсутствием значительной усадки, поскольку отливка «корпус электроконфорки» при достаточно сложных геометрических формах своих поверхностей должна обладать высокой размерной точностью (0,1—0,2 мм).

В настоящее время практически все производители в качестве материала для отливок «корпус электроконфорки» используют серый чугун (СЧ), в полной мере удовлетворяющий требованиям по технологическим свойствам. Но в ходе эксплуатации электроконфорок становится очевидной малая пригодность серого чугуна как материала для их изготовления. Наличие в СЧ включений пластинчатого графита (ПГ) отрицательно сказывается на его жаростойкости и жаропрочности — свойствах, определяющих работоспособность материала при данных условиях эксплуатации. Жаростойкость и жаропрочность являются комплексными эксплуатационными свойствами, определяющимися тепло- и температуропроводностью, термоциклической стойкостью, ростоустойчивостью и стойкостью к высокотемпературной газовой коррозии. Тепло- и температуропроводность СЧ в сравнении с другими видами чугунов достаточно высоки, что подтверждается всеми исследователями. Они определяются, при прочих равных условиях, особенностями строения графитных включений в СЧ и значительно превосходят тепло- и температуропроводность чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) и даже чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ), находясь на одном уровне с тепло- и температуропроводностью ковкого чугуна (КЧ), что является несомненным достоинством СЧ как материала для электроконфорок.

Положительно влияя на тепло- и температуропроводность, включения ПГ способствуют проникновению кислорода воздуха в



глубь отливки, поэтому СЧ имеет малые ростоустойчивость и стойкость к высокотемпературной газовой коррозии, а известный эффект «надрезания» металлической основы острыми кромками включений ПГ придает СЧ малую термоциклическую стойкость. Поэтому, несмотря на высокие показатели тепло- и температуропроводности, СЧ не обеспечивает достаточной надежности и долговечности изготовленных из него корпусов электроконфорок. Часто отмечается преждевременный выход электроконфорок из строя из-за разрушения или чрезмерного коробления корпуса (раньше гарантийного срока). Попытки увеличить срок службы электроконфорок путем легирования исходного расплава или термодиффузионного насыщения поверхности полученных изделий существенно долговечность изделий не повышали, одновременно усложняя технологию и удорожая изделия. Очевидно, поэтому значительно увеличить срок службы изделий можно, только отказавшись от применения СЧ в пользу ЧШГ или ЧВГ. Обоснованность решения подтверждается данными, экспериментально полученными при некоторых исследованиях эксплуатационных свойств чугунов различных видов в лаборатории «МС и ЛМ» и представленными в таблице 1.

Кроме СЧ, из приведенных выше типов чугуна наиболее прост и дешев ЧШГ, поскольку не требует дорогостоящих комплексных модификаторов, как ЧВГ, или длительной операции графитизирующего отжига, как КЧ. Но в существующих промышленных условиях завода «Полесьеэлектромаш» применение ЧШГ как материала для отливок «корпус электроконфорки» по ряду причин затруднительно. Во-первых, получение качественного ЧШГ требует очищенных от серы шихтовых материалов. Во-вторых, отливки из ЧШГ технологически отличаются от производимых в настоящее время отливок из СЧ, возникает необходимость в изменении конструкции литниково-питающей системы. В-третьих, поскольку ЧШГ имеет значительную усадку в твердом состоянии, а отливка «корпус электроконфорки» является весьма точной, существующие модели и сборочные штампы для отливок из ЧШГ не пригодны.

Таблица 1

Термостойкость различных типов чугуна

Количество трещин после циклов	СЧ	ЧШГ	ЧВГ	КЧ
100	10	4	—	3
150	25	7	5	6
200	32	11	20	13

Для изучения возможности получения отливок «корпус электроконфорки» из ЧШГ и последующего внедрения разработанной технологии на заводе «Полесьэлектромаш» на литейном участке лаборатории «МС и ЛМ» был проведен ряд опытных плавов. В качестве шихты использовались корпуса расснаряженных артиллерийских снарядов. Это позволило решить задачу утилизации списанных боеприпасов и получить дешевую, очищенную от серы, шихту. Плавка шихты проводилась в тигельной индукционной печи емкостью 60 кг с кислой футеровкой. При доводке расплава по химическому составу достаточно увеличить концентрацию кремния и углерода в расплаве, для чего применялся ферросилиций ФС45 и карбюризатор на основе древесного угля.

Обе эти добавки достаточно дешевы и недефицитны. Причем при добавке в шихту электротехнической стали (на заводе «Полесьэлектромаш») навеску вводимого ферросилиция можно уменьшать. Модифицирование магнием проводилось с помощью лигатуры ФСМг5, загружаемой в ковш непосредственно перед наполнением его металлом из печи. Заливка производилась в сырые песчано-глинистые формы, собранные в стопку. Для предупреждения усадочных дефектов питание отливок осуществлялось через боковую прибыль, одновременно являвшуюся и стояком. Масса прибыли-стояка составляла 15 % от массы отливки. Контроль качества отливок — визуальный, эффективность сфероидизирующего модифицирования определялась методом металлографического анализа. В данной серии плавов модификатор ФСМг5 вводился в количестве 1,2 и 0,8 % от массы обрабатываемого металла. Металлографический анализ показал, что даже при недостатке модификатора графит в чугуна приобретает шарообразную форму. Микроструктура чугуна на исследованных образцах состояла из перлитно-ферритной матрицы и шаровидного графита размером ШГд45, распределением ШГр1 и формой ШГф5. Высокая усваиваемость магния, вероятно, определяется высокой степенью чистоты шихты по содержанию серы и других вредных примесей.

Химический состав полученного синтетического ЧШГ следующий: углерод 3,4—3,5 %, кремний 2,9—3,1, марганец 0,5—0,6, сера 0,01, фосфор 0,01 %. Повышенное содержание кремния, будучи помехой при получении качественного ЧШГ с высокими механическими свойствами, при производстве корпусов электроконфорок — явление положительное. Несмотря на снижение теплопроводности, вызванное повышением содержания кремния в сплаве, жаростойкость чугуна увеличивается, поскольку увеличивается жаростойкость феррита металлической основы. Кроме того,

повышенное содержание кремния в используемом сплаве позволяет получать отливки корпусов электроконфорок с чисто ферритной металлической основой. При этом отпадает необходимость ферритизирующего отжига отливок, тогда как в условиях завода «Полесьеэлектромаш» при использовании в качестве материала СЧ в последующем отжиге нуждалось 80 % отливок.

Поскольку при формовке использовалась модель, применяемая для отливок из СЧ, полученные отливки имели отклонения в размерах, превышающие допустимые, что потребовало изготовления специального сборочного штампа. Но простейший экономический расчет показал, что изготовление нового штампа выгоднее, чем новой модели.

В заводских условиях отливки прошли механическую обработку и сборку. Предварительные испытания на термоциклическую стойкость, проведенные по ГОСТ 14163—88, показали значительно большую термостойкость корпусов из ЧШГ по сравнению с корпусами из СЧ, что соответствует данным о высокой долговечности корпусов электроконфорок, изготавливаемых компаниями «Bosch», «Dorengi» и некоторыми другими, из ферритного ЧШГ. Таким образом, сочетание высоких рабочих качеств получаемых изделий с весьма незначительными затратами на изменение технологии и решением остро стоящей задачи утилизации боеприпасов делает описанную технологию весьма перспективной.

*УДК 669.71.054*

**С. Е. ШУРАНКОВ, С. Н. ЛЕКАХ, докт. техн. наук,  
В. Л. ТРИБУШЕВСКИЙ, канд. техн. наук,  
С. Л. РИМОШЕВСКИЙ (БГПА)**

## **СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ВТОРИЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Непрерывно возрастающие потребности нашей страны в цветных металлах все в большей степени удовлетворяются за счет перерабатываемого вторичного сырья. Поэтому все актуальнее становится проблема радикального использования низкосортного сырья [1].

Одной из основных задач вторичной металлургии является получение вторичных сплавов, которые по качеству не должны уступать первичным. Известно, что процесс металлургической переработки отходов алюминия сопровождается насыщением вторичных

сплавов в повышенных концентрациях металлическими (железо, цинк, медь) и неметаллическими примесями. Поэтому для повышения качества вторичных алюминиевых сплавов и механических свойств изделий из них расплав перед разливкой подлежит рафинированию. В настоящее время существует целая гамма различных способов рафинирования, позволяющих избавляться от нежелательных газовых включений в жидком расплаве, и каждый из них имеет свои преимущества и недостатки. Как показывают данные литературного обзора, наиболее интересным и перспективным способом рафинирования является продувка расплава инертными газами.

До недавнего времени конкретной технологии продувки расплава алюминия газом не уделялось должного внимания. Так, повсеместно применяется метод ввода газа через погружаемую фурму, установка которой в расплав осуществляется бессистемно (рис. 1, а). В результате длительной продувки (до 10—15 мин) значительные объемы все же остаются необработанными и имеют место большие теплотери. Важно, что иногда излишний локальный барботаж сопровождается образованием отдельных струек и капель алюминия на поверхности, что влечет за собой окисление жидкого алюминия.

В последние годы многие фирмы обращают большое внимание [2] на технику обработки расплава. Созданы специальные модули для обработки нейтральными газами и флюсом в ковше с исполь-

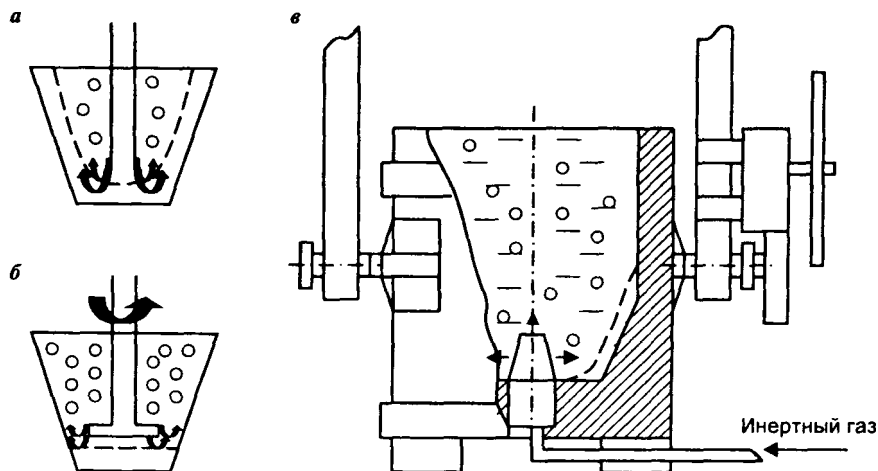


Рис. 1. Схемы процессов рафинирования алюминиевых сплавов: а — стационарная фурма, б — вращающаяся фурма, в — продувка через пористую трубку; - - - - - граница зоны воздействия газа

зованием вращающейся погружаемой фурмы (рис. 1, б). Данный процесс рафинирования более эффективен по сравнению со стационарной обработкой, поскольку способствует дроблению крупных газовых пузырей при вращении фурмы, а также обрабатывает значительно большую долю объема расплава, находящегося выше уровня фурменных отверстий.

В соответствии с существующей концепцией рафинирования уменьшение диаметра отверстий с 20 до 1—2 мм (т. е. при замене трубки на керамический фильтр) при прочих равных условиях увеличивает на порядок суммарную площадь газовых пузырей. На рис. 1, в предложена схема рафинирования алюминиевых расплавов инертными газами через пористую пробку, установленную в днище разливочного ковша. Такая конструкция позволяет обрабатывать практически весь объем.

В течение двух лет проводились сравнительные испытания продувочных блоков (пористый керамический фильтр) различных конструкций, позволившие судить о надежности, стойкости и эффективности использования продувочных блоков таких фирм, как «Радекс», «Диدير», «Файчер», «Интокаст» и «Анкерперм». Одной из ведущих фирм, производящих продувочные блоки, является фирма «Анкерперм», керамический блок которой и предложен для обработки расплава инертным газом (рис. 1, в).

Немаловажное значение имеет состав инертного газа. С этой точки зрения азот лишь условно можно отнести к данному классу газов, так как он способен при высоких температурах образовывать нитриды алюминия. Поэтому предпочтительнее аргон, хотя он и является более дорогостоящим газом.

Указанные газы имеют существенные различия по теплофизическим свойствам (таблица 1).

Анализ результатов исследований показывает, что степень рафинирования расплава алюминия аргоном выше, чем при обработке его азотом.

Таблица 1

Теплофизические свойства аргона и азота [3]

Наименование газа	Молекулярная масса, кг/кмоль	Плотность при нормальных условиях и при 600 °С в скобках, кг/м <sup>3</sup>	Объем киломоля, м <sup>3</sup> /кмоль	Температура кипения, °С	Теплоемкость, кДж/м <sup>3</sup>
Азот (N <sub>2</sub> )	28,016	1,25(0,39)	22,4	-195,8	1,03
Аргон (Ar)	39,944	1,78(0,54)	22,4	-185,9	0,52

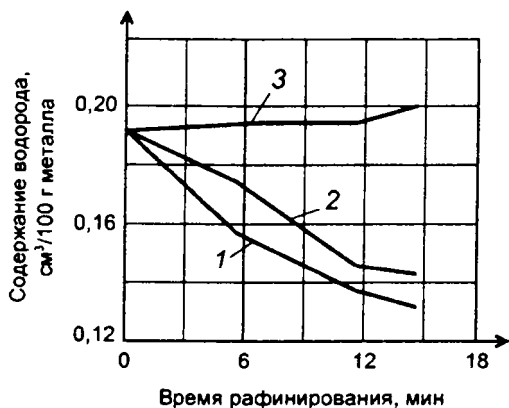


Рис. 2. Влияние длительности продувки газами на эффект рафинирования алюминиевого сплава: 1 — аргон высшего сорта; 2 — азот высшего сорта; 3 — азот второго сорта

На рис. 2 представлена зависимость содержания водорода в расплаве алюминия от длительности продувки инертными газами. Видно, что при одинаковом времени обработки и расходе газа наиболее полное удаление водорода из расплава достигается при использовании аргона высшего сорта.

Продувка аргоном по сравнению с азотом высшего и 2-го сорта положительно сказывается и на механических свойствах сплава АК12 (рис. 3).

С учетом предложенной эффективной схемы ввода инертного газа, позволяющей существенно сократить длительность продувки и соответственно объем газа, общие теплотери сокращаются в несколько раз. Вариант рафинирования по схеме (см. рис. 1, в) был использован для обработки вторичного алюминия, выплавленного из шлаков в роторной печи [4].

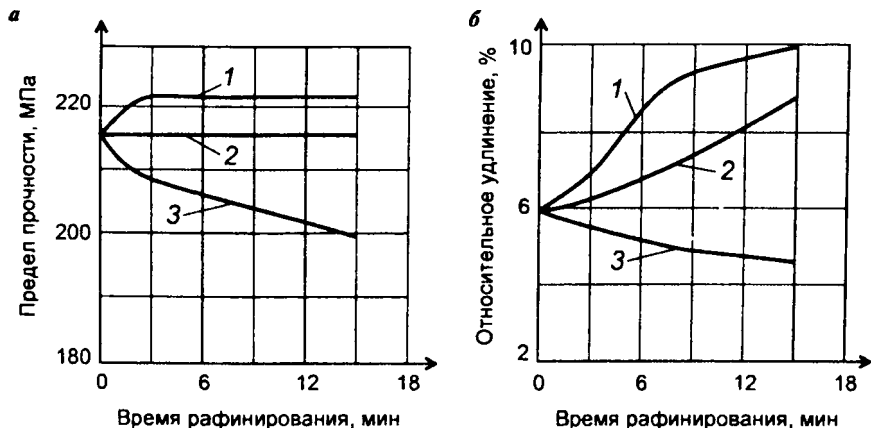


Рис. 3. Изменение предела прочности (а) и относительного удлинения (б) сплава АК12 в зависимости от времени рафинирования (при постоянном расходе газа): 1 — аргон высшего сорта; 2 — азот высшего сорта; 3 — азот второго сорта

Определение балла пористости осуществлялось по ГОСТ 1583–93 с использованием компьютерной макрометаллографии, разработанной в НИЛ «Ресурсосберегающие технологии» БГПА. Исследования показали, что при небольших затратах на рафинирование предложенный метод позволяет стабильно снижать пористость во вторичном алюминии с 5 до 2 баллов. При этом стойкость керамической пробки составляет от 2000 до 2500 заливок.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Хоменко Л. Е., Дидкевич В. М., Недодаева М. И. Производство алюминиевых сплавов из лома и отходов за рубежом. — М.: Металлургия, 1985. — 76 с.
2. Леках С. Н., Римошевский С. Л., Трибушевский В. Л., Ушерович Б. И. Оборудование для динамических процессов плавки на выставке GIFA 99 // Литейное производство. — 1999. — № 5. — С. 5.
3. Казанцев Е. И. Промышленные печи. — М.: Металлургия, 1975. — 386 с.
4. Леках С. Н., Трибушевский В. Л., Шейнерт В. А., Шуранков С. Е. «Микс-Мелт»-процесс переработки окисленных алюминиевых отходов // Металлургия и литейное производство: Сб. научн. тр. — Мн.: Беларуская навука. — 1998. — С. 6.

УДК 621.74: 669.715

В. Л. ТРИБУШЕВСКИЙ, канд. техн. наук,  
О. Н. КАЛЕНИК, С. Л. РИМОШЕВСКИЙ,  
И. И. БАЕШКО (БГПА)

### ПРОБЛЕМЫ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ОТХОДОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЦИНКА

Качество литейных алюминиевых сплавов, выплавляемых из лома и отходов производства, зависит прежде всего от структуры и чистоты вторичного сырья, химического состава сплавов как по содержанию основных легирующих элементов, так и по концентрации примесей. Согласно ГОСТ 1583–89, содержание цинка ограничивается 1,8 % (АК10Су), 1,5 % (АК5М2, АК5М4), 1,2 % (АК8М3, АК9М2), а для остальных сплавов еще более низкими концентрациями.

Это ограничение приводит к значительному сокращению сырьевой базы при производстве указанных сплавов на ряде предприятий вторичной цветной металлургии, где отсутствуют установки по рафинированию от цинка, дополнительному расходу

электроэнергии на рафинирование и безвозвратным потерям цветных металлов, так как сплавы с повышенным содержанием цинка (до 3,3 %) переводятся в раскислители.

Увеличивающаяся номенклатура деформируемых алюминиевых сплавов систем Al—Zn—Mg и Al—Zn—Mg—Cu, а также литейных алюминиевых сплавов, содержащих в своем составе цинк, использование на ряде предприятий Республики Беларусь одних плавильных агрегатов для плавки цинковых и алюминиевых сплавов разных марок приводят к загрязнению цинком образующихся плавильных шлаков и съемов. При этом содержание последнего в окисленных отходах может достигать 10—15 %, что значительно усложняет их дальнейшую переработку.

Для решения возникшей проблемы можно предложить следующую схему. Во-первых, установить более высокие допустимые пределы по цинку в чушковых сплавах и, во-вторых, разработать эффективные способы удаления избыточной концентрации цинка из расплава при производстве раскислителей.

В зарубежных сплавах-аналогах содержание цинка доведено до 1—2 % (Великобритания — сплав LM21, Япония — C2BC и AC2B, Франция — AS50Z-Y, США — 208.0, 208.1, 308.0, 308.1, 319.0, 319.1) [1].

Установлено [2], что повышение содержания цинка в сплаве АК5М7 до 2,0 % способствует росту жидкотекучести и прочности сплава, а длительная прочность при растяжении и горячая твердость начинают уменьшаться лишь при концентрации цинка более 1,5 %.

Авторы [2—4] при изучении свойств силуминов из вторичного сырья АК7, АК5М2, АК5М7 установили увеличение твердости и прочности этих сплавов при изменении концентрации цинка от 0,3 до 1,7 %. Цинк в изученном интервале концентраций не влияет на жидкотекучесть и линейную усадку сплава. При увеличении содержания цинка в малокремнистом силумине усиливается положительное влияние кремния на твердость, горячеломкость и предел текучести. Самостоятельных фаз в исследуемом диапазоне концентраций цинк ни с одним из элементов сплавов не образует и полностью находится в твердом растворе сплава как в литом состоянии, так и после термообработки. Очевидно, повышение прочностных характеристик сплавов АК7, АК5М2 и АК5М7 при введении цинка обусловлено увеличением степени легированности твердого раствора. Следовательно, в чушковых сплавах можно поддерживать концентрацию примеси цинка на верхнем предельном уровне без ущерба для качества производимых отливок.



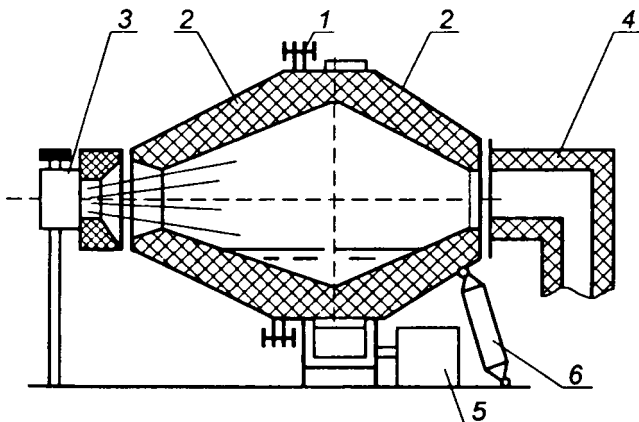


Рис. 1. Схема вращающейся роторной печи для переплава алюминиевых отходов

Для переработки окисленных шлаков и съемов с высоким содержанием цинка использовали вращающуюся роторную печь с горизонтальной осью вращения (рис. 1). Корпус печи представляет собой жесткую сварную металлоконструкцию грушевидной формы, состоящую из двух футерованных усеченных конусов 2, сочлененных по основаниям 1. По наибольшему ее диаметру укреплено зубчатое колесо, с помощью которого происходит вращение печи от привода 5, обеспечивающего реверс и ступенчатое изменение скорости вращения в широком диапазоне. Печь оснащена также горелочным щитом 3, гидроцилиндром 6 для наклона печи в сторону выпускного отверстия при сливе металла и скачивания шлака и дымовым окном 4, переходящим в боров для удаления дымовых газов.

Переработка высокоцинковистых съемов по обычной технологии плавки шлаков обеспечила снижение концентрации цинка от исходного на 5—8 %. Увеличение продолжительности и температуры плавки незначительно активизировало процесс удаления цинка из расплава, который постоянно находился под слоем флюса; последний, по-видимому, и препятствовал испарению цинка.

Для нарушения сплошности флюсового покрова были проведены опыты по барботажу расплава продувкой его серой в струе аргона. Термодинамический анализ химической реакции между цинком и серой показал возможность ее протекания при температуре ведения плавки. Данные расчетов представлены в таблице 1.

Результаты термодинамического анализа взаимодействия цинка и серы

Уравнение реакции	$T, K$	$\Delta_r H^0 (298 K),$ кДж/моль	$\Delta_r S^0 (298 K),$ Дж/(моль · К)	$\Delta_r G^0 (298 K),$ кДж
$Zn_K + S_K \rightarrow ZnS_K$	823	-201,0	-15,77	-188,02
	923			-186,44
	1023			-184,87
	1123			-183,29

Примечание:  $\Delta_r H^0 (298 K)$  — изменение энтальпии;  $\Delta_r S^0 (298 K)$  — изменение энтропии;  $\Delta_r G^0 (298 K)$  — изменение энергии Гиббса, равное  $\Delta_r H^0 (298 K) - T \Delta_r S^0 (298 K)$ ;  $T$  — температура, К.

В результате комплексной обработки расплава в печи серой и аргоном содержание цинка в выплавленном сплаве снизилось на 40 %, что свидетельствует об эффективности предложенной технологии. Следует отметить, что удаление цинка из расплава происходит не только за счет его химического взаимодействия с серой, но и благодаря бурлению расплава, что также способствует испарению цинка. Учитывая данный факт, операцию по удалению избыточного цинка можно продолжить и в разливочном ковше, где обычно производится рафинирование расплава продувкой аргоном.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кожанов В. А., Селезнев Л. П., Бычков Ю. Б. Влияние меди и цинка на свойства доэвтектических силуминов из лома и отходов // Цветные металлы. — 1984. — № 9. — С. 78—79.
2. Использование вторичного алюминиевого сплава с повышенным содержанием цинка / Н. А. Баланаева, Ю. Б. Бычков, М. И. Голубятников и др. // Цветные металлы. — 1985. — № 6. — С. 92—93.
3. Влияние цинка на свойства силуминов из вторичного сырья / Л. П. Селезнев, В. С. Золоторевский, Ю. Б. Бычков и др. // Цветные металлы. — 1983. — № 4. — С. 81—83.
4. Селезнев Л. П. Совершенствование литейных алюминиевых сплавов, приготавливаемых из лома и отходов // Цветные металлы. — 1990. — № 6. — С. 83—88.

## ОБРАТНАЯ ЗАДАЧА АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРИ ОПТИМИЗАЦИИ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ

В настоящее время автоматизированное проектирование технологических процессов литейного производства (САПР ТПЛ) осуществляется следующим образом. Используя приближенные инженерные методы расчета, в основу которых положен принцип исключения какого-либо одного дефекта, наиболее часто возникающего при производстве заданной номенклатуры отливок литейного цеха, определяют конструктивный размер литейной оснастки, технологический параметр и т. д. Далее, на основе математического моделирования производится оптимизация полученных результатов. Такой путь автоматизированного проектирования можно назвать *прямой задачей автоматизированного проектирования*.

Одним из важнейших элементов литейной формы, определяющим гидродинамический режим ее заполнения расплавленным металлом, является литниковая система. Тип, размеры и конструкция литниковой системы должны обеспечить получение качественной отливки при условии исключения не одного, а целого комплекса литейных дефектов, таких как [1]: недолив и уход металла из формы; подутость, ужимины и наросты; механические и газовые включения; механический пригар и ряд других.

С этой целью предложены новые математические модели для компьютерного моделирования процесса заполнения полости литейной формы расплавленным металлом и оптимизации литниковых систем по критериям качества будущей отливки [1, 2]. Основная идея разработки состоит в том, что предлагаемая из базы данных положительных технологических решений или рассчитанная на основе упрощенных методов литниковая система вводится в компьютерную модель и пошаговым способом оптимизируется исходя из ограничений, налагаемых системой критериев качества. Последняя определяется заранее и зависит от целого ряда технологических параметров, влияющих на возникновение литейных дефектов того или иного вида. Эта методика открывает новые возможности для прогноза качества отливок еще на стадии проектирования. САПР ТПЛ, построенные на ее основе, следует отнести к системам, решающим прямую задачу автоматизированного проектирования.

Вместе с тем большой интерес представляет *обратная задача автоматизированного проектирования*, когда для каждой конкретной отливки на основе данных, полученных при математическом моделировании, необходимо найти исходные при определении конструктивных размеров, технологических параметров, критериев качества. Такая задача возникает, например, в том случае, если изменением конструкции литниковой системы не представляется возможным обеспечить требуемое качество отливки.

В нашей работе предложен метод решения обратной задачи автоматизированного проектирования литниковых систем, когда в результате математического моделирования формируются данные, позволяющие изменять ряд технологических параметров, не связанных с литниковой системой.

Введем обозначения:  $p_i$ ,  $v_i$  — пьезометрическое давление и скорость движения металла в  $i$ -м сечении;  $z_i$  — обобщенная координата  $i$ -го сечения;  $\gamma$ ,  $\rho$  — удельный вес и плотность жидкого металла;  $g$  — ускорение силы тяжести;  $\alpha$ ,  $\alpha_0$  — корректив кинетической энергии и количества движения потока;  $\sum h_p^{i-(i+1)}$  — суммарные потери напора между  $i$ -м и  $i+1$ -м сечениями;  $\tau$  — время;  $Q$  — расход жидкого металла в системе;  $F$  — площадь поперечного сечения потока;  $n$  — общее количество участков полости литейной формы постоянного сечения;  $p_i^k$  — давление в  $i$ -м сечении при  $k$ -й фазе гидроудара;  $p_{0i}$ ,  $v_{0i}$  — давление и скорость расплавленного металла в начальный момент гидроудара;  $\epsilon$  — динамический декремент затухания колебаний;  $\delta$  — скорость распространения ударной волны.

В основу методики положены уравнения неустановившегося, медленно меняющегося движения потока с учетом локальных сил инерции и гидравлического удара, имеющего место в конце процесса заливки при внезапной остановке металла [3]. С учетом принятых обозначений:

$$\left. \begin{aligned} \frac{p_i}{\gamma} + \frac{\alpha v_i^2}{2g} + z_i &= \frac{p_{i+1}}{\gamma} + \frac{\alpha v_{i+1}^2}{2g} + z_{i+1} + \sum h_p^{i-(i+1)} + \frac{\alpha_0}{g} \frac{dQ}{d\tau} \sum_{j=1}^n \frac{z_j}{F}; \\ p_i^k &= p_{0i} - (p_i^{k-1} - p_{0i})e^{-\epsilon} + v_{0i}\rho\delta(1 - e^{-\epsilon}). \end{aligned} \right\}$$

Представленная система решается численно конечно-разностными методами по явной схеме с расщеплением по процессам. При интегрировании применяются адаптированные к отливке

расчетные сетки. В результате расчета формируются массивы параметров теплообмена, которые позволяют определить совокупность критериев качества отливки:

$$Kr = \left[ T_{кр}, v_{кр}, p_{кр1}, p_{кр2}, p_{кр3}, p_{кр4}, p_{кр5} \right], \quad (1)$$

где  $T_{кр}$  — критическая температура, равная температуре кристаллизации расплава (при понижении температуры расплава ниже критической в отливке образуется недолив);  $v_{кр}$  — критическая скорость движения металла в шлакоуловителе, при превышении которой литниковая система не выполняет своих функций по задержанию неметаллических частиц, что вызывает образование шлаковых включений в отливке;  $p_{кр1}$  — критическое давление пластической деформации формы, при превышении которого возникают дефекты несоответствия размеров формы и отливки;  $p_{кр2}$  — критическое давление разрушения формы, равное пределу прочности формовочной смеси, при превышении которого происходит локальное разрушение стенок формы;  $p_{кр3}$  — критическое давление внедрения расплавленного металла в поры формы, при превышении которого происходит образование механического пригара;  $p_{кр4}$  — критическое давление внедрения газовых пузырей из стенок формы в расплав, равное критическому давлению газов в порах формы, при превышении которого образуется газовая пористость;  $p_{кр5}$  — критическое давление гидравлического удара, при превышении которого образуется залив или недолив.

Рассмотрим, например, систему критериев качества при образовании газовых раковин. Условие их образования опишем следующим образом:

$$p_{ТМкр} > \sum p, \quad (2)$$

где  $p_{ТМкр}$  — критическое давление газов в стенках формы, при котором возможно внедрение газовых пузырей в расплав.

Величина критического давления зависит в основном от среднего диаметра пор наполнителя формовочной смеси и может быть определена по справочникам.

Суммарное давление со стороны металла определяется по формуле

$$\sum p = p_{\text{ме}} + p_{\sigma} + p_{\text{тм}}, \quad (3)$$

где  $p_{\text{ме}}$  — динамическое давление расплавленного металла на стенки формы;  $p_{\text{тм}}$  — давление газов на зеркало металла в верхней полуформе;  $p_{\sigma}$  — противодействие, оказываемое поверхностным натяжением металла и определяемое по формуле

$$p_{\sigma} = \frac{2\sigma}{r} \cos \alpha, \quad (4)$$

где  $r$  — средний размер пор между зернами наполнителя формовочной смеси;  $\alpha$  — угол смачивания зерен песка жидким металлом, который можно определить по справочникам;  $\sigma$  — поверхностное натяжение расплавленного металла на границе раздела металл—форма, которое, например, для чугуна определяется в зависимости от содержания в нем углерода:

$$\sigma = 1,6 - 0,1 \% C. \quad (5)$$

Согласно закону Пуазейля, глубину проникновения расплавленного металла в поры литейной формы определяют по формуле

$$l = r \sqrt{\frac{\tau}{\eta} (p_{\text{ме}} + p_{\sigma} - p_{\text{тм}})}, \quad (6)$$

где  $\tau$  — время, в течение которого металл остается в порах формы в расплавленном состоянии;  $\eta$  — вязкость жидкого металла.

Количественную оценку газовой пористости в отливке можно провести на основании отрывного радиуса газовых пузырей, проникающих в отливку из стенок формы, который определяется следующим выражением:

$$R = \sqrt[3]{1,22 \frac{\sigma}{\rho g} r}. \quad (7)$$

Анализ формул (2)—(7) дает возможность определить технологические факторы, варьирование которых приведет к уменьшению вероятности появления газовых дефектов без изменения типа и размеров литниковой системы. Аналогичным образом производится решение задачи по остальным критериям качества.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Кукуй Д. М., Сутормына И. И. Математическое моделирование процесса заполнения полости литейной формы расплавленным металлом // *Металлур-*

гия и литейное производство. — Мн.: Белоргстанкинпромиздат, 1997. — С. 47—49.

2. Кукуй Д. М., Суторьма И. И. Компьютерное моделирование литниковых систем // Литейное производство и металлургия: Информ. бюллетень. — Мн.: Интерфаундри, 1997. — № 3, 4. — С. 26—28.

3. Кукуй Д. М., Суторьма И. И. Методика математического моделирования процесса заполнения полости литейной формы расплавленным металлом // Мир инструмента. — 1995. — № 3. — С. 28—29.

УДК 621.74

И. И. СУТОРЬМА, канд. техн. наук (ГГТУ им. П. О. Сухого)

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЖИМА ФИЛЬТРАЦИИ ГАЗОВ В ПОРАХ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

Одним из наиболее распространенных дефектов, возникающих при производстве отливок в песчано-глинистых формах, являются газовые раковины. Обычный способ уменьшения количества брака, вызванного ими, путем изменения состава формовочной смеси для снижения ее газотворной способности не всегда приводит к требуемому результату. Так, при производстве крупных отливок из серого чугуна на гомельском литейном заводе «Центролит» путем снижения газотворной способности формовочной смеси практически в два раза лишь отчасти удалось устранить возникновение газовых раковин. В связи с этим большой интерес представляет изучение условий тепломассопереноса в стенках литейной формы и их влияния на формирование газовых дефектов.

В данной работе предлагаются две детерминированные математические модели, основанные на решении краевой задачи тепломассообмена.

**1. Сухие песчано-глинистые формы и стержни.** В математической модели принято, что в объеме литейной формы газовая фаза представляет собой смесь из  $N$ -компонентов, выделяющихся при термическом разложении соответствующих составляющих формовочной смеси. Образующиеся газообразные продукты деструкции фильтруются в пористом материале наполнителя. Этот процесс следует считать нестационарным, так как по мере прогрева стенок формы непрерывно протекают реакции термического разложения. В связи с этим происходит неравномерный пульсационный массоперенос, что проявляется в колебаниях тока и других параметров.

Имея данные о химических превращениях (в условиях относительно невысоких скоростей газа), получим систему уравнений сохранения массы, импульса и энергии:

$$\nabla(\rho^g \bar{v}^g) = 0, \quad (1)$$

где  $\rho^g$  — плотность газа, образующегося в результате деструкции;  $\bar{v}^g$  — скорость потока газов в процессе фильтрации;

$$\nabla(\rho^g \bar{v}^g \bar{v}^g) = \nabla \delta + \rho^g \bar{g}^g + \bar{R}, \quad (2)$$

где  $\delta$  — тензор поверхностных сил в газовой фазе;  $\bar{g}^g$  — вектор массовых сил в газовой фазе;  $\bar{R}$  — межфазная сила, действующая на 1 м<sup>3</sup> газа;

$$\nabla(\rho^g \theta^g r^g) \bar{v}^g = \alpha(1 - K_1) S^\Phi (r^g - r^\Phi), \quad (3)$$

где  $\theta^g$  — теплопроводность газа;  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи газовой смеси;  $K_1$  — коэффициент, отражающий доли потоков фильтрующихся газов по нормали к внутренней поверхности формы;  $S^\Phi$  — удельная поверхность формы;  $r^g$ ,  $r^\Phi$  — температура газа и литейной формы соответственно;

$$(1 - \epsilon) \rho^\Phi \theta^\Phi \frac{\partial r^\Phi}{\partial \tau} + \sum_{n=1}^N Q^\Phi \zeta_n^\Phi c_n^\Phi = (\nabla - \lambda^\Phi \nabla r^\Phi) - \alpha(1 - K_1) S^\Phi (r^g - r^\Phi), \quad (4)$$

где  $\rho^\Phi$  — плотность формовочной смеси;  $\theta^\Phi$  — теплопроводность формовочной смеси;  $\tau$  — время;  $Q^\Phi$  — энтальпия  $n$ -компонента формовочной смеси;  $\zeta_n^\Phi$  — константа скорости деструкции  $n$ -компонента формовочной смеси;  $c_n^\Phi$  — концентрация  $n$ -компонента формовочной смеси;  $\lambda^\Phi$  — теплопроводность формовочной смеси;

$$\zeta_n^\Phi = B^\Phi \exp\left(\frac{\Delta E_n^\Phi}{R r^\Phi}\right), \quad (5)$$

где  $B^\Phi$  — предэкспонента;  $\Delta E^\Phi$  — энергия активации процесса деструкции  $n$ -компонента.

**2. Сырые песчано-глинистые формы.** В математической модели принято, что в объеме литейной формы газовая фаза представляет собой дисперсную смесь двух континуумов:  $N$ -компонентного газа продуктов термического разложения составляющих формовочной смеси и влаги, входящей в состав формовочной смеси, как отдельного компонента.



Вследствие большого градиента температур в форме образуется трехслойная стенка со слоями, имеющими существенное различие по физико-механическим свойствам. Первый слой непосредственно находится в контакте с расплавом и представляет собой спеченную твердую корку. Второй характеризуется высокой степенью влажности и низкой прочностью. Для третьего непрогретого слоя характерны исходные прочностные свойства литейной формы до заливки. Границы слоев в процессе затвердевания и охлаждения отливок постоянно изменяются [1].

Процессы испарения и конденсации паров жидкости, так же как и движение газов в математической модели для сухих песчано-глинистых форм и стержней, следует считать нестационарными вследствие того, что по мере накопления влаги на каком-либо участке изменяются его свойства: гидравлическое сопротивление, прочность, твердость, газопроницаемость и т. д. В связи с этим происходит неравномерная фильтрация газов, зависящая от конфигурации внутренней полости формы.

Учитывая, что для сырых песчано-глинистых форм в уравнение сохранения энергии необходимо ввести дополнительный член, описывающий процесс конденсации влаги, заменим уравнение (3) уравнением

$$\nabla \left( \rho^{\Gamma} \theta^{\Gamma} t^{\Gamma} \right) \bar{v}^{\Gamma} + Q^{\Gamma} \zeta^{\Gamma} c^{\Gamma} v^{\Gamma} = \alpha (1 - K_1) S^{\Phi} \left( t^{\Gamma} - t^{\Phi} \right), \quad (6)$$

где  $Q^{\Gamma}$  — энтальпия пара;  $\zeta^{\Gamma}$  — константа скорости конденсации;  $c^{\Gamma}$  — концентрация влаги в газовой смеси.

При этом выражение (5) необходимо дополнить соотношением:

$$\zeta_n^{\Gamma} = B_n^{\Gamma} \exp \left( \frac{\Delta E_n^{\Gamma}}{R t^{\Gamma}} \right), \quad (7)$$

где  $\Delta E^{\Gamma}$  — энергия активации процесса конденсации.

С целью контроля миграции слоев в пространстве литейной формы в данной математической модели система уравнений (1), (2), (4)—(7) дополняется уравнением фильтрации содержащего влагу потока газа через слой формовочной смеси:

$$\bar{v}_x \frac{d \Psi^{\Gamma}}{dx} = K_2 A_{\Phi} f \left( \Psi^{\Gamma} \right), \quad (8)$$

где  $x$  — координата по нормали к внутренней поверхности формы;  $A_{\Phi}$  — эффективная константа скорости изменения концентрации влаги;  $K_2$  — коэффициент фильтрации;  $\Psi^{\Gamma}$  — концентрация влаги.

Интегрирование уравнения (8) при граничном условии

$$\Psi^r \Big|_{x=0} = \Psi^{r0} \quad (9)$$

позволяет получить рабочее уравнение для прогноза содержания влаги в фильтрующихся газах

$$\Psi^{r.k} = \frac{\Psi^{r0}}{(A_\Phi \Phi \Psi^{r0} + 1) K_3}, \quad (10)$$

где  $\Phi$  — показатель фильтрации, отражающий зерновой состав наполнителя (формовочного песка):

$$\Phi = 4,2x(1 - \varepsilon)(1,9 - \varepsilon) / d^\Phi [\bar{v}^r]^2 \rho^r; \quad (11)$$

$d^\Phi$  — диаметр фракции наполнителя формовочной смеси;  $K_3$  — коэффициент, учитывающий количество неконденсированной влаги.

На основе представленной выше системы уравнений переноса разработан алгоритм для математического моделирования процесса конденсации влаги при фильтрации газов в порах литейной формы в процессе затвердевания и охлаждения отливки. Согласно алгоритму, системы уравнений (1)—(5) и (1), (2), (4)—(8) решаются численно конечно-разностными методами по явной схеме с расщеплением по физическим процессам. Интегрирование уравнений, описывающих массоперенос, выполняется с использованием метода коррекции потоков. Кинетическое уравнение решается по схеме Рунге—Кутты второго порядка точности. При необходимости для расчета профилей с большим градиентом применяются адаптированные к решению расчетные сетки.

В настоящее время ведется работа по адаптации алгоритма к математической модели процесса заполнения полости литейной формы расплавленным металлом, приведенной в [2, 3].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Анисович Г. А. Охлаждение отливок в комбинированной форме. — М.: Машиностроение, 1969. — 136 с.
2. Кукуй Д. М., Сутормыа И. И. Математическое моделирование процесса заполнения полости литейной формы расплавленным металлом // *Металлургия и литейное производство*. — Мн.: Белоргстанкинпромиздат, 1997. — С. 47—49.
3. Kukui D. M., Sutorma I. I., Rafalski I. V. 3-D Computer Control of Melt Flow Process in a Mould // 42 Internationalen Wissenschaftlichen Kolloquium, IWK — Ilmenau. — 1997. — P. 35—40.

## КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК СЛОЖНОЙ ГЕОМЕТРИИ

Интерес к задачам управления структурой и свойствами отливок сложной конфигурации с помощью компьютерной техники в последнее время существенно возрос. Использование современных программных пакетов для моделирования литейных процессов и визуализации результатов расчетов, систем автоматизированного проектирования позволяет оценить качество отливки уже на стадии проектирования, прогнозировать появление возможных дефектов и вносить в технологический процесс соответствующие изменения, обеспечивающие получение гарантированного качества отливки.

Большинство специалистов предприятий отмечают следующие позитивные особенности применения САПР:

- повышение производительности труда конструкторов и технологов в два-три раза;

- повышение уровня качества конструкторско-технологических работ;

- сокращение сроков технологической подготовки производства;

- высвобождение конструкторов и технологов от непроизводительных работ;

- расширение возможностей проектирования и изготовления сложного оборудования;

- создание единой унифицированной конструкторско-технологической базы данных предприятия;

- повышение эффективности взаимодействия различных подразделений;

- создание конкурентоспособной продукции;

- улучшение финансового положения предприятия.

В настоящее время существует большое количество САПР различной сложности и назначения, как универсальных, так и прикладных, разработанных для конкретного производства. Универсальные САПР, такие как AutoCAD, Pro/Engineer, Unigraphics, CATIA и другие, представляют собой мощные средства для работы с чертежами, визуализации трехмерных объектов, но в полной мере не учитывают особенности технологических процессов кон-

кретного производства. Они также не автоматизируют решение большинства трудоемких задач, встающих перед конструктором и технологом при наладке нового производства [1].

Этих недостатков не имеют прикладные САПР, разработанные для конкретного производства. Для автоматизации проектирования используются прикладные системы, построенные на базе универсальных САПР (либо использующие их графическое и вычислительное ядро) и дополненные специализированными модулями. В некоторых случаях дополнительные модули создают сами разработчики универсальных САПР, в других — специалисты научно-исследовательских лабораторий, фирм, вузов, НИИ, имеющие необходимую научную базу для решения задач автоматизации производства. Преимущества собственных разработок очевидны:

- наличие исходных текстов программ для оперативного и гибкого изменения программного кода;

- наличие описаний форматов файлов, содержащих обрабатываемые и выходные данные, что позволяет создавать и подключать дополнительные модули с новыми возможностями;

- цена программы значительно ниже имеющихся аналогов.

В литейном производстве, несмотря на сложность и многообразие существующих способов изготовления отливок, центральное место занимает проблема управления процессами затвердевания и охлаждения отливки в форме. Однако точное решение задачи затвердевания сложных отливок аналитическими методами не представляется возможным, что связано с нелинейностью граничных условий, переменностью теплофизических свойств отливки и формы, конечными размерами тел [2].

Из приближенных методов расчета отливок неправильной конфигурации можно отметить метод эквивалентных отливок и метод расчленения отливки на элементы простой формы [2]. Однако независимый расчет простых элементов не дает необходимой точности, погрешность в ряде случаев может достигать сотен процентов. Для большего приближения полученных этим методом значений используют эмпирические зависимости, недостатком которых является их ограниченность в применении, т. е. они получены для конкретных случаев (определенных сплавов, интервалов температур, стационарных условий теплопроводности и т. д.). Метод эквивалентных отливок дает тем большую погрешность, чем больше геометрия сложной отливки отличается от геометрии эквивалентного тела [2].

В настоящей работе представлена методика моделирования процесса затвердевания отливки сложной геометрии в полости литейной формы, сочетающая достоинства метода расчленения сложной отливки на элементы простой формы, но при этом позволяющая рассматривать отливку как единую целую систему для расчета температурных полей.

Для моделирования геометрии отливки был использован метод 3D-конструирования, который основан на идее «сборки» модели из набора заранее определенных базовых геометрических элементов (примитивов) [3]. Для этого был разработан файловый формат, который включает секцию описания геометрических параметров примитивов и служит стандартом представления графических объектов в математической форме. Программа считывает из файла заданные примитивы и создает единый массив данных, который содержит информацию о расположении всех элементов литейной технологии.

Считывая примитив, программа (с заданным шагом разбиения пространства  $\Delta x$ ,  $\Delta y$ ,  $\Delta z$ ) обрабатывает участок, содержащий этот примитив, и помещает в общий создаваемый массив индексированные параметры (0, 1, 2 и т. д.), которые характеризуют наличие либо отсутствие в данной точке соответствующего примитива. Например, если точка с координатами  $(x, y, z)$  принадлежит одному из базовых примитивов отливки, то значение индекса массива в этой точке становится равным единице; в противном случае — нулю. После обработки первого примитива процедура повторяется до того момента, пока не будет считан последний примитив из файла описания. Затем весь созданный массив помещается в новый файл, который готов к дальнейшей обработке.

По такой же схеме обрабатываются базовые примитивы для стержней, холодильников и других элементов литейной формы.

На основе полученной геометрической модели рассчитывали температуру в каждой точке системы «отливка—форма» в различные моменты времени, задаваясь конкретными начальными условиями для каждого типа элемента литейной формы, с учетом теплофизических характеристик металла и материала формы, стержней. Шаг разбиения по всем трем координатам выбирался в зависимости от требуемой точности результатов расчета в пределах 0,01—1 мм.

Расчет процесса затвердевания отливок проводится на основе уравнения теплопроводности, в котором скрытая теплота кристаллизации учитывалась введением эффективной удельной теплоемкости  $c(T)$  в интервале  $T_L - T_S$ :

$$c(T) = \begin{cases} c' & \text{при } T > T_L; \\ \frac{L}{T_L - T_S} + c'' & \text{при } T_S \leq T \leq T_L; \\ c & \text{при } T > T_S, \end{cases}$$

где  $c'$ ,  $c$  — удельная теплоемкость металла в жидком и твердом состоянии;  $c'' = (c' + c)/2$  — удельная теплоемкость в пределах двухфазной зоны;  $L$  — удельная теплота кристаллизации при затвердевании металла в интервале температур.

Значения массива температур, рассчитанных для различных сечений, передаются в модуль графического преобразования для вывода полученной информации на экран с использованием возможностей цветовой графики.

Разработанная система реализована на базе объектно-ориентированного языка, высокого уровня Паскаль в среде программирования Delphi. Функцию графического ядра системы выполняет пакет AutoCAD2000. Для автоматизации работ по созданию и редактированию чертежей отливки дополнительно разработаны программные модули на языке AutoLISP с использованием встроенных графических функций в среде AutoCAD R14. Взаимодействие графического ядра системы и разработанных модулей расчета и визуализации процесса затвердевания отливки осуществляется с помощью системы буферных файлов передачи данных. Исходные данные, необходимые для создания электронного варианта чертежа отливки, записываются в автоматическом режиме в файлы текстового формата, после чего производится их считывание LISP-модулями. Запуск на выполнение LISP-программ осуществляется установкой в командной строке AutoCADa специального сообщения, соответствующего имени конкретного модуля. При создании электронного варианта чертежа отливки в системе предусмотрена возможность поддержки форматов и спецификаций международных стандартов DIN, ISO, ANSI и JIS, а также сохранения чертежа в графических форматах WMF, SAT, STL, EPS, DXX, BMP, DXF, 3DS, DWF, DWG.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Антонов Е. П. Объектно-ориентированное проектирование САПР РТК // Докл. Междунар. конф. Новые информационные технологии в науке и производстве. — Мн. — 1998. — С. 9—10.

2. Есьман Р. И., Бахмат В. А., Королев В. М. Теплофизика литейных процессов. — Мн.: Беларуская навука. — 1998. — 144 с.

3. *Dr. Sadhu Singh*. Computer aided design and manufacturing. Naryana, Delhi. — 1998. — 596 с.

4. *Ши Д.* Численные методы в задачах теплообмена: Пер. с англ. — М.: Мир, 1988. — 544 с.

5. *Баландин Г. Ф.* Основы теории формирования отливки: В 2 ч. — М.: Машиностроение, 1979. — 335 с.

УДК 669.05.054.79

**Н. А. СВИДУНОВИЧ, докт. техн. наук,  
А. Н. КИЗИМОВ (БГТУ)**

## **ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИЙ МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ БРИКЕТА, ИСПОЛЬЗУЕМОГО В КАЧЕСТВЕ ШИХТОВОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ВЫПЛАВКЕ ЧУГУНА**

В последние годы вопрос наиболее полного использования отходов производства и потребления стал важнейшим в экономической политике индустриально развитых стран. Вторичные ресурсы — относительно дешевое сырье. Поэтому выгодно, целесообразно и экономически необходимо существенное расширение их использования. Научной основой ресурсосберегающих тенденций современной экономики являются идеи технологически замкнутого кругооборота использования природного вещества и становления на этой основе безотходных производств.

При обработке изделий из черных сплавов в значительном количестве образуются стружка, отходы чугунной дробы («колотая» дробь) от дробеметных камер и барабанов, окалина после очистки деталей, прошедших термообработку, металлизированная пыль от обдирочных станков и электродуговых печей, а также металлизированные шламы от шлифовальных станков и др. Если в настоящее время чугунную и стальную стружку используют в виде брикетов для выплавки чугуна и стали, то остальные металлсодержащие отходы не считают шихтовым материалом и вывозят на свалки, что неэффективно и отрицательно сказывается на состоянии окружающей среды. Анализ работы многочисленных литейных цехов показывает, что существующая технология брикетирования стружки холодным способом на гидропрессах не позволяет использовать, кроме стружки, другие металлсодержащие отходы, а неудовлетворительное качество брикетов — низкая плотность и

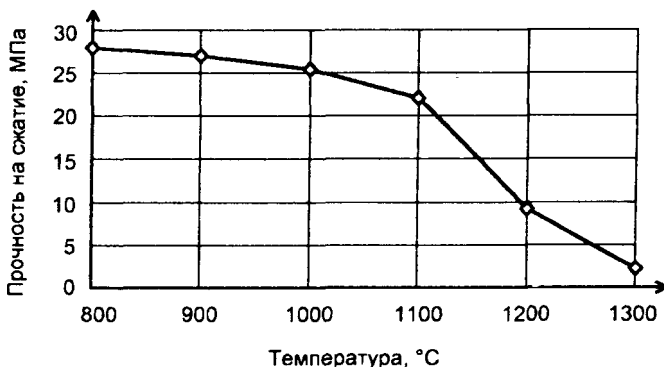


Рис. 1. Зависимость прочности брикета на сжатие от температуры

прочность — приводит к их разрушению и сильному окислению в шахтах вагранок и тиглях индукционных печей.

Состав металлсодержащей части брикетов должен определяться балансом образования отходов на машиностроительных предприятиях республики и подбираться так, чтобы полностью использовать образующиеся на предприятиях металлсодержащие отходы. Исходя из этого, состав металлсодержащей части брикетов имеет следующие соотношения, % (по массе):

чугунная стружка	45—55
чугунная колотая дробь	20—30
пыль от наждачных кругов и электродуговых печей	10—12
окалина	5—10

Для вторичной переплавки металлоотходов необходимо:

получение композиционного полуфабриката (брикета) требуемой механической прочности и плотности;

защита переплавляемого металлизированного продукта от вторичного окисления при нагреве во время плавки и довосстановления оксидов железа для увеличения коэффициента извлечения.

Оптимальным по своим технологическим свойствам и доступности следует считать связующее — жидкое стекло. Это нетоксичное связующее обладает ценным свойством: смеси на жидком стекле незначительно теряют прочность при нагреве до 1000—1100 °C (рис. 1), что позволяет брикету, не разрушаясь, дойти до плавильной зоны вагранки.

Испытания металлсодержащих композиционных брикетов на сырую прочность в зависимости от количества связующего показали, что при содержании последнего в смеси от 2 до 10 % сырая



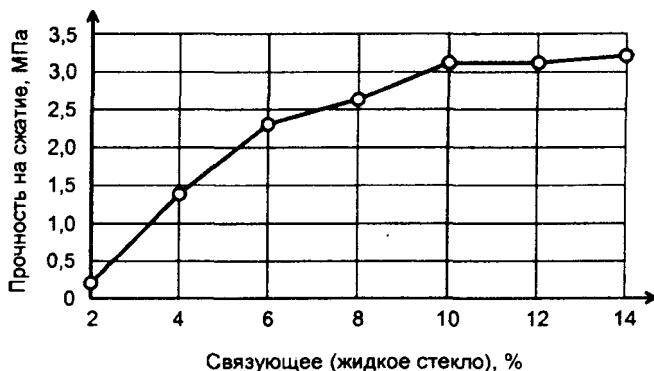


Рис. 2. Зависимость прочности брикета от количества связующего

прочность монотонно возрастает, а свыше 10 % наблюдается резкое затухание повышения прочности с увеличением количества связующего. Это явление обусловлено тем, что при прессовании брикетов с содержанием жидкого стекла более 10 % (по массе) происходит выдавливание избыточного количества из смеси и оно не оказывает связующего эффекта (рис. 2). Исходя из этого, оптимальное количество связующего — 6—8 %.

Для упрощения технологии изготовления и снижения стоимости брикетов важен выбор способа отверждения жидкостекольного связующего.

Для жидкостекольных смесей обычно применяемыми способами отверждения являются:

- тепловая сушка;
- продувка углекислым газом;
- использование специальных отвердителей.

Если тепловая сушка несомненно приведет к энергозатратной технологии, а применение углекислого газа вызовет определенные технические сложности при создании оборудования для сушки брикетов, то специальные отвердители позволят создать наиболее простую технологию и дешевое оборудование для изготовления композиционных брикетов.

Независимо от способа переплава в вагранке чугунная стружка до расплавления находится в течение определенного времени под воздействием окислительной атмосферы, что приводит к образованию на ее поверхности оксидов железа и является главной причиной повышенного угара как металлической основы стружки, так и ее основных элементов. Для устранения отмеченных недостатков в состав композиционных брикетов вводится восстановитель — углеродсодержащий материал (отсев кокса).

С целью определения необходимого количества углерода для восстановления оксидов железа в металлсодержащем брикете были проведены стехиометрические расчеты, из которых следует, что на восстановление 1 кг металлической шихты необходимо 0,075 кг восстановителя, т. е. 7,5 % (по массе) от количества металлошихты.

Результаты опытов показали, что степень окисленности брикета с повышением температуры понижается, т. е. происходит увеличение  $Fe_m$ , тем самым подтверждается протекание восстановительных процессов (рис. 3). Так, окисляемость брикетов после нагрева продолжительностью 60 мин снижается по сравнению с исходной в среднем на 4,5 % при 700 °С; 9,5 при 950 °С; 11,4 при 1000 °С; 13,3 % при 1100 °С. Таким образом, результаты опытов по восстановлению оксидов железа в брикетах с помощью углеродсодержащего материала находятся в полном соответствии с теоретическими расчетами.

Новая технология изготовления брикетов позволяет полностью использовать образующиеся на предприятиях металлсодержащие отходы. Применение связующего придает композиционным брикетам требуемую холодную прочность и временную термостойкость до 1100 °С без обжига и горячей сушки. Использование в составе композиционного брикета восстановителя дает возможность создавать восстановительную среду на поверхности брикетов в процессе плавки и тем самым снизить угар металла. Такая технология позволяет увеличить до 90—95 % коэффициент извлечения железа из окисленных дисперсных железосодержащих отходов, снизить на 10—20 % стоимость заменяемых традиционных компонентов ваграночной шихты.

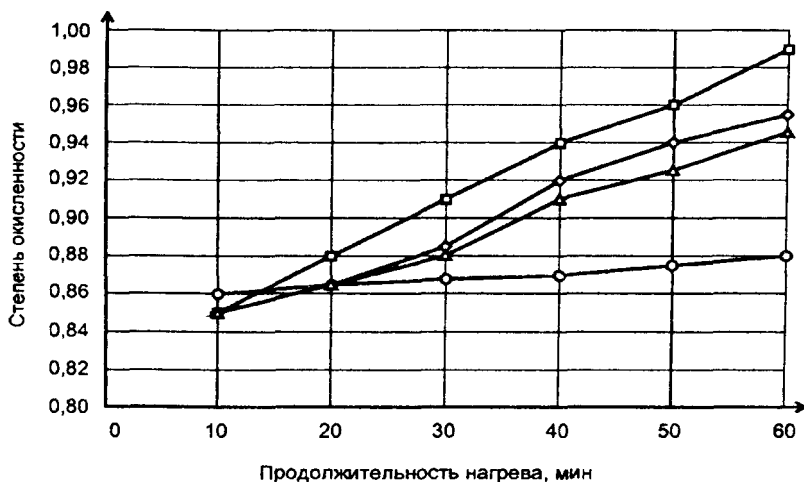


Рис. 3. Изменение степени окисленности брикетов в зависимости от продолжительности нагрева при различных температурах:

□ — 1100 °С; ◇ — 1000 °С; △ — 950 °С; ○ — 700 °С

Н. А. СВИДУНОВИЧ, докт. техн. наук,  
А. Ф. ДУЛЕВИЧ, канд. техн. наук,  
В. И. ВОЛОСАТИКОВ (БГТУ)

## **ПОДГОТОВКА ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ КОЖЕВЕННОГО И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЕЙНОЙ ЛИГАТУРЫ**

Лигатуры на основе железа и хрома широко используются в литейном производстве при изготовлении сплавов специального назначения, обладающих высокой износостойкостью, кислото- и жароупорностью, коррозионной стойкостью. Они производятся металлургическими заводами и поставляются литейщикам в виде феррохрома различных марок.

Исходным сырьем для получения феррохрома служат руды, содержащие оксиды хрома. Ферросплавы получают, восстанавливая оксиды с помощью углерода или алюмотермическим способом. Наиболее дешевым является углерод, поэтому его используют при производстве углеродистых марок феррохрома. Алюмотермическим способом получают средне- и малоуглеродистый феррохром. Плавку проводят в футерованных шахтах или в дуговых печах сталеплавильного типа.

Запасы руд ограничены. В то же время накапливается огромное количество неиспользуемых хромсодержащих отходов машиностроительного и кожевненного производства. Так, например, кожевненный комбинат средней мощности в год вывозит на полигон захоронения свыше 300 т отходов, содержащих 11—13 % хрома. Машиностроительный завод, выпускающий детали из хромистого чугуна, вывозит на свалку более 100 т отходов электроэрозионной обработки, содержащих свыше 20 % хрома. Подшипниковый завод выбрасывает около 2 тыс. т отходов шлифования, содержащих 1,5 % хрома.

Однако Республика Беларусь ввозит свыше 2000 т феррохрома (стоимость 1 т 3000 \$ США) для выплавки высокохромистого чугуна и хромистых сталей.

Задачей проводимых исследований является разработка способа извлечения хрома из хромсодержащих отходов и получения хромистой лигатуры, производство которой позволит резко сократить ее ввоз. Кроме того, решалась задача сокращения накопления в отвалах токсичных хромсодержащих отходов кожевненного и машиностроительного производств Беларуси.

Данная задача может быть решена путем угле- или алюмотермии. Однако перечисленные выше отходы в том виде, в каком они образуются, не могут быть использованы в качестве шихты для производства лигатуры. Так, отходы машиностроительного производства загрязнены остатками влаги, СОЖ и масел. Отходы кожевенного производства, а именно: кек хромовый обезвоженный, получаемый с помощью коагулянтов и флокулянтов с последующим обезвоживанием на фильтр-прессах, на стадии очистки сточных вод, образующихся после дубления кожи на хромовой линии, имеет влажность до 75 % и органическую составляющую до 10 %.

Отходы машиностроительного производства подготавливаются достаточно простым способом — нагревом до 500—600 °С без доступа воздуха, при этом полностью удаляются остатки влаги, СОЖ и масел. Продукт подготовки — микростружка, содержащая до 10 % кислорода в виде оксидов железа и не менее 80 % металлической составляющей (железо, хром).

Важнейшим препятствием для переработки отходов кожевенного производства является органическая часть, состоящая из сложного сочетания растворенных остатков шерсти, подкожных жиров, частичек кожи и т. д. Эти органические соединения в совокупности с оксидами хрома при реализации любых методов переработки представляют серьезную экологическую опасность.

Процесс подготовки отходов кожевенного производства для переработки осуществляется на специально сконструированной установке и имеет две стадии. Первая — сушка, предназначена для удаления влаги и летучей части органики, причем важно то, что все отходящие газы попадают в камеру горения, где при высокой температуре происходит их дожигание с полным разложением органических составляющих. Вторая стадия — пиролиз высушенных отходов, осуществляется путем нагрева до высоких температур без доступа воздуха.

Механизм сушки таких материалов определяется режимами сушки, а также структурой и свойствами капиллярно-пористых тел.

Экспериментальные работы выполнялись с использованием сушильной камеры GRW 634 108 (Германия). Камера позволяет поддерживать заданную температуру до 300 °С, при этом возможна организация движения сушильного агента (паровоздушной смеси) с максимальной скоростью около 1 м/с.

Экспериментальная зависимость по результатам данных измерений представлена на рис. 1 кривой 1. Кривая 2 построена для значений концентрации влаги в образце. Из полученных данных следует, что начальное влагосодержание в материале составило

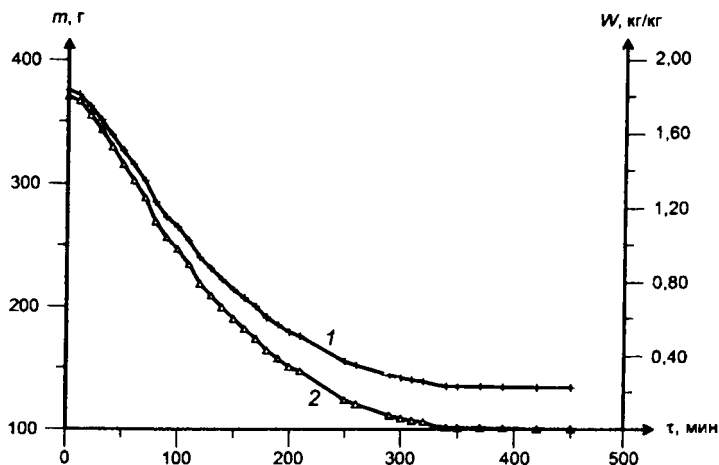


Рис. 1. Кинетика сушки кожевенных отходов ( $T = 103 + 2 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $m_{\text{нач}} = 375 \text{ г}$ )

1,8 кг/кг. На рис. 1 показано, что на начальном участке кривых сушки угол наклона постоянен, что свидетельствует о постоянной скорости сушки. Кривая скорости сушки в зависимости от влагосодержания представлена на рис. 2. Откуда следует, что скорость сушки при заданных условиях можно считать постоянной в диапазоне влагосодержания материала 1,8—0,8 кг/кг. При этом скорость сушки будет составлять около 8,5 % в минуту. Относительная усадка  $\delta = 0,5046$ ; коэффициент объемной усадки  $\beta = 0,309$ .

Вследствие значительной усадки материала при сушке наблюдается его растрескивание и измельчение. Если в исходном со-

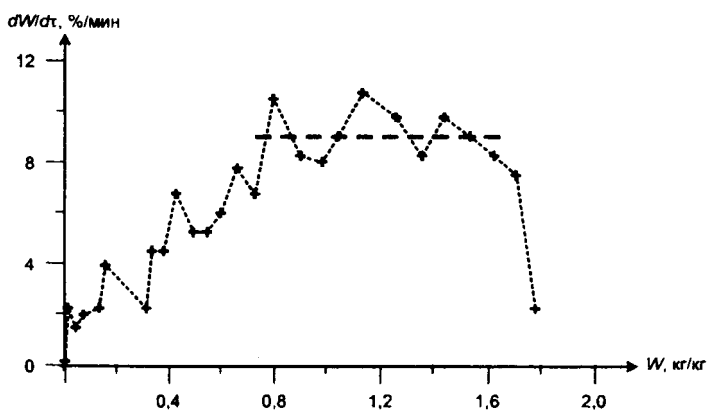


Рис. 2. Кривая скорости сушки кожевенных отходов

стоянии он представляет собой липкую глинообразную массу, то после сушки становится сыпучим дисперсным материалом с максимальным размером частиц до 2—3 см.

Для исследования процессов сушки и обжига кожевенных отходов была проведена серия экспериментов в высокотемпературном шкафу типа СНОЛ с изменением температуры до 1000 °С, позволяющим поддерживать заданный уровень температур с точностью  $\pm 5$  %.

Масса исходного материала 796,6 г, после окончания процесса высокотемпературной сушки (температура в камере поддерживалась 600 °С) она составила 270,6 г. Таким образом, содержание влаги и других летучих компонентов в исходном материале составило 526 г, или 1,94 кг/кг сухого материала. Аналогичные измерения на другом образце материала с массой навески 696 г дали близкий результат (1,949 кг/кг).

Общее количество летучих компонентов, выделившихся в процессе нагрева материала, составило 1,945 кг/кг сухого материала (аналогичные измерения при температуре 800—820 °С дали результат 2,14 кг/кг). Если исходная плотность засыпки материала равнялась 1,36 г/см<sup>3</sup>, то по завершении процесса сушки и обжига 0,62 г/см<sup>3</sup>. При этом наблюдались значительная усадка материала, примерно такая же, как и приведенная ранее, и его сильное растрескивание. В обожженном продукте имелась большая доля мелких частиц, пылеобразующих микрочастиц также было больше.

Во время пиролиза из органической части образуется сажистый углерод. На стадии пиролиза решается главная задача — перевод органики в безопасную форму (углерод). Кроме этого, углерод, являясь восстановителем, способствует извлечению хрома при реализации металлургических методов получения лигатуры. Продукт предварительной переработки отходов кожевенного производства — пылевидная фракция, содержащая  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и углерод.

Опыты показали, что полученная с использованием данных отходов лигатура может успешно применяться в литейном производстве вместо феррохрома.

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.715:669.046.516

Б. М. НЕМЕНЕНОК, докт. техн. наук,  
А. П. БЕЖОК, канд. техн. наук (БГПА)

## АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ Al — Sr И РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИГАТУРЫ

Успешное использование стронция для модифицирования силуминов во многом зависит от качества стронциевых лигатур, а оптимальное содержание модифицирующего элемента в них определяется соответствующей диаграммой состояния и технологией получения лигатуры.

В технической литературе приводится несколько вариантов диаграмм состояния Al — Sr, отличающихся как видом, так и положением отдельных критических точек (рис. 1—4), что затрудняет

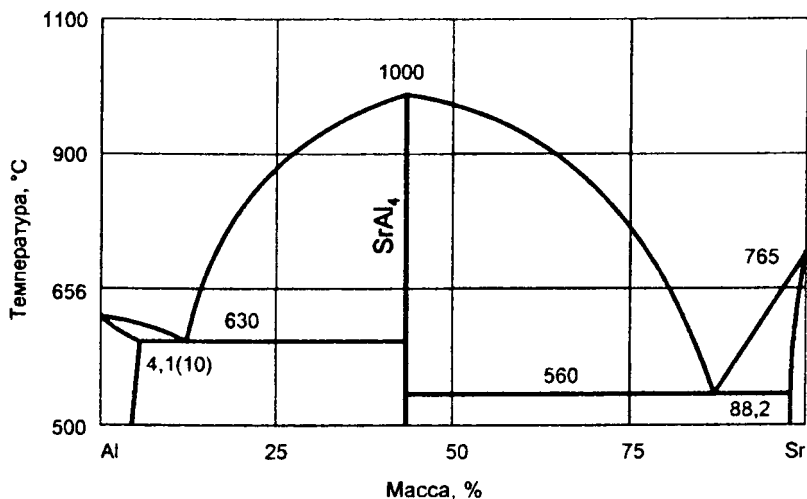


Рис. 1. Диаграмма состояния Al — Sr [1]

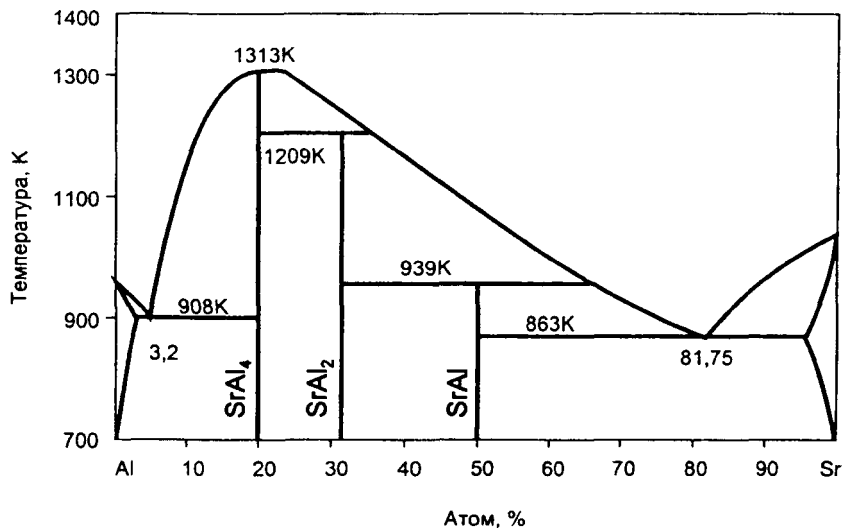


Рис. 2. Диаграмма состояния Al — Sr [2]

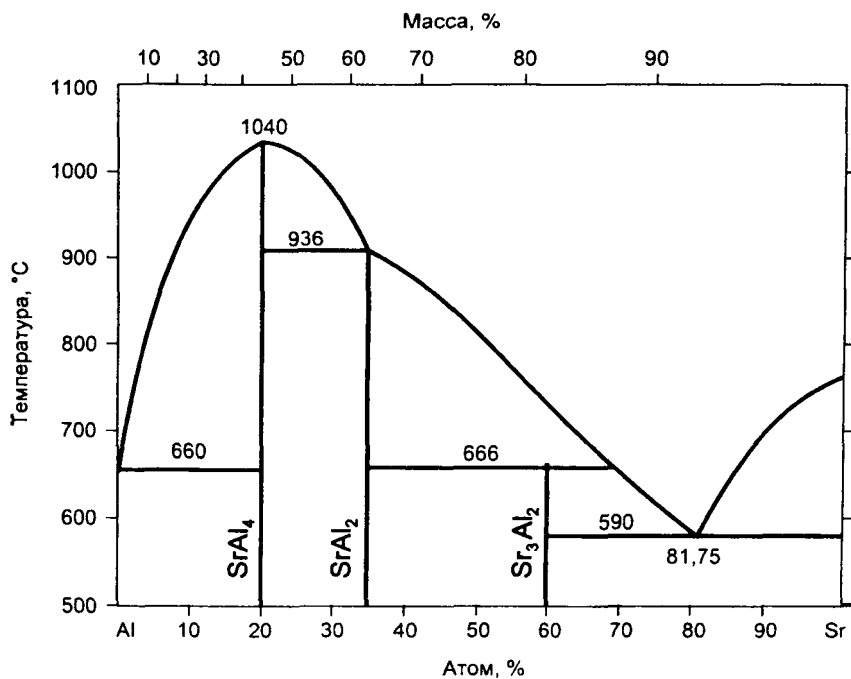


Рис. 3. Диаграмма состояния Al — Sr [3]



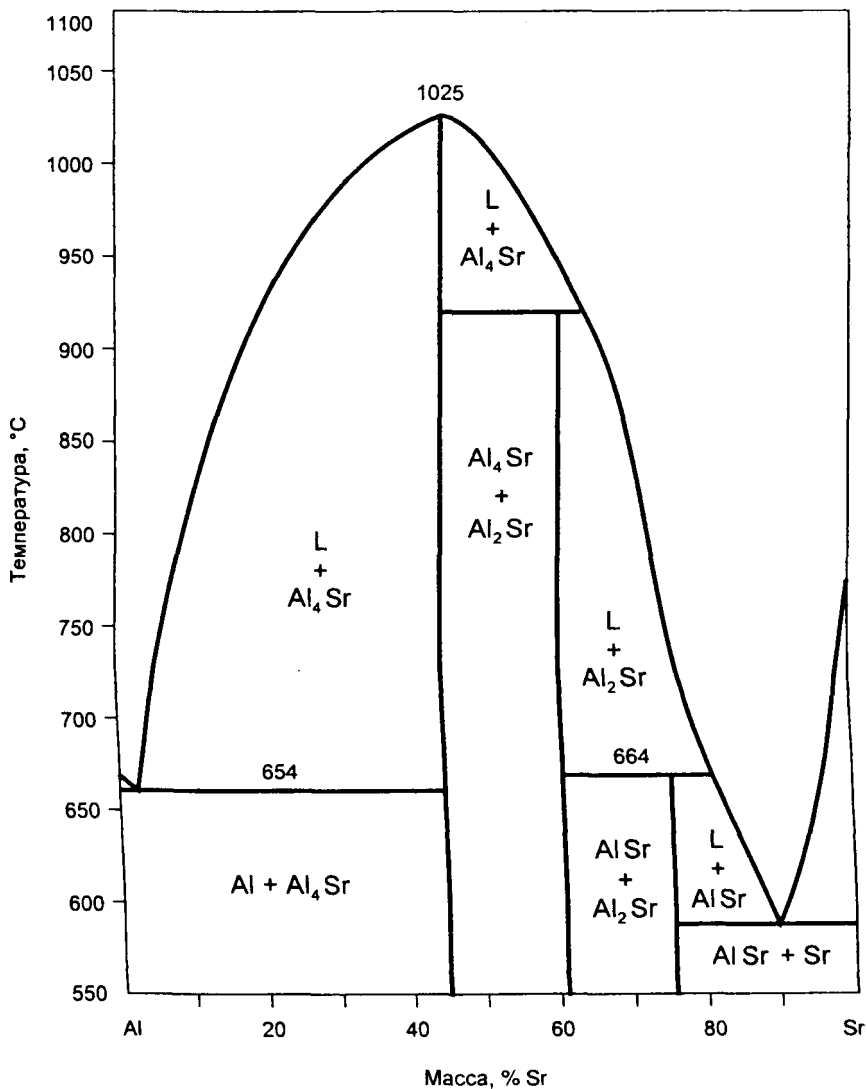


Рис. 4. Диаграмма состояния Al — Sr [4]

выбор оптимального содержания стронция в лигатуре. Анализ работ [1—6] свидетельствует о том, что рассматриваемая диаграмма является эвтектической с химическим соединением и имеет отрицательную энтальпию образования сплава [7].

Информация по содержанию стронция в характерных точках диаграммы состояния Al—Sr приведена в таблице 1.

Из приведенной таблицы видно, что информация о концентрации стронция в характерных точках существенно отличается и для некоторых точек в 10—40 раз. Очевидно, что это связано с разными условиями проведения исследований и чистотой применяемых материалов. Ориентируясь на данные последних работ [1, 2, 6, 11], следует признать, что точка первой эвтектики на диаграмме Al—Sr расположена при концентрации стронция менее чем 1,0 %, а предельная растворимость стронция в алюминии в

Таблица 1

Концентрация стронция в характерных точках диаграммы состояния алюминий — стронций

Характерные точки диаграммы состояния	Содержание стронция, %		Источник информации
	атомный	массовый	
Предельная растворимость Sr в твердом Al	1,4	4,41	[3]
	0,03	< 0,1	[1, 8]
	1,3	4,1	[3]
Эвтектика № 1	0,3	~ 1,0	[6—8]
	0,31	0,93	[9]
	3,31	10,0	[3, 8]
	1,01	3,2	[3]
	1,04	3,3	[8]
	3,2	9,69	[5, 10]
Эвтектика № 2	1,3	4,1	[10]
	81,75	93,59	[4]
	69,83	88,2	[3]
SrAl <sub>4</sub>	73,61	90,0	[2]
	20,01	44,81	[6]
	20,01	44,81	[2]
SrAl <sub>2</sub>	20,0	44,79	[4]
	31,62	60,0	[2]
	33,0	61,50	[4]
SrAl	49,43	76,0	[2]
	50,06	76,46	[9]
	50,0	61,50	[5]
Sr <sub>3</sub> Al <sub>2</sub>	60,0	82,85	[4]

твердом состоянии составляет менее 0,1 % [1]. Точка второй эвтектики приходится на концентрацию стронция 90 %.

В системе алюминий—стронций образуется несколько алюминидов стронция:  $\text{SrAl}_4$ ,  $\text{SrAl}_2$ ,  $\text{Sr}_3\text{Al}_2$ ,  $\text{SrAl}$ , которые имеют разные температуры плавления и кристаллическое строение. Большинство исследователей констатируют присутствие трех алюминидов —  $\text{SrAl}_4$ ,  $\text{SrAl}_2$  и  $\text{SrAl}$ , при этом наибольший интерес при производстве лигатур Al—Sr представляет соединение  $\text{SrAl}_4$  с областью гомогенности в интервале 35—52 % Sr, имеющее максимальную температуру плавления, которая колеблется от 1000 до 1040 °С (таблица 2). Промышленные лигатуры содержат от 10 до 54 % стронция, который присутствует преимущественно в виде тугоплавких алюминидов стронция  $\text{SrAl}_4$  [12, 13]. Как отмечалось выше, температура плавления  $\text{SrAl}_4$  колеблется от 1000 до 1040 °С, что значительно выше температуры расплава силумина в момент его модифицирования. Линия ликвидус диаграммы состояния Al—Sr, несмотря на

Таблица 2

Температура характерных точек диаграммы состояния Al—Sr

Характерные точки диаграммы состояния	Температура, °С	Источник информации
Температура эвтектического превращения № 1	635	[5, 11]
	630	[3]
	654	[2]
	650	[10]
Температура эвтектического превращения № 2	590	[5]
	560	[3]
	590	[4]
Температура плавления алюминидов $\text{SrAl}_4$	1040	[5]
	1000	[3]
	1040	[4]
	1025	[2]
Температура плавления алюминидов $\text{SrAl}_2$	936	[5]
	936	[4]
Температура плавления алюминидов $\text{SrAl}$	666	[5]
	664	[2]
Температура плавления алюминидов $\text{Sr}_3\text{Al}_2$	666	[4]

имеющиеся различия в ее толковании, очень резко повышается с увеличением содержания стронция. Для 10-процентной лигатуры Al—Sr температура ликвидус составляет  $-800^{\circ}\text{C}$ , а для 30-процентной приближается к  $950^{\circ}\text{C}$ . Следовательно, при прочих равных условиях лучшим усвоением будет обладать лигатура Al—10 % Sr, которая широко используется за рубежом [14—16].

Бедные стронцием лигатуры ( $\leq 10\%$  Sr), в которых модификатор находится в виде интерметаллидов, растворяются обычным способом с переходом в расплав из лигатуры интерметаллических соединений и последующим их распадом в расплаве. Поэтому время усвоения таких лигатур при постоянной технологии модифицирования будет определяться в основном размерами алюминидов стронция, которые в свою очередь зависят от концентрации и скорости охлаждения лигатуры.

Для исследований в работе использовали лигатуру с содержанием 30 % Sr (ТУ 48-0516 8/0—83) производства Исфаринского гидрометаллургического комбината, отличающуюся повышенным газосодержанием и плохим усвоением. В структуре промышленной лигатуры присутствуют грубые первичные интерметаллиды  $\text{SrAl}_4$  размером более 400 мкм, неравномерно распределенные по объему.

Приведенные в литературе рекомендации по повышению качества стронциевых лигатур сводятся к их разбавлению до 5—10%-ной концентрации по стронцию и последующему вакуумированию [17]. Для изыскания более простых способов повышения качества стронциевых лигатур исследовались лигатуры, содержащие 30 и 10 % стронция. При этом проводили предварительную подготовку лигатур с целью повышения их качества. Для этого при температуре  $850^{\circ}\text{C}$  в алюминии под слоем криолита ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ) растворяли 30%-ную лигатуру Al—Sr до получения 10%-ной концентрации по стронцию с последующим рафинированием расплава присадкой серы в количестве 0,05 % от массы расплава.

После 15-минутной выдержки из рафинированного расплава отливали слитки в металлическую изложницу и пластины толщиной 5, 10 и 15 мм в кокиль и сухую песчаную форму. Такой набор форм позволял реализовать скорость охлаждения лигатуры в интервале эффективного формирования ее структуры в диапазоне от 6 до  $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Кроме того, лигатуру, содержащую 10 % Sr, после рафинирования разливали через медные вращающиеся валки и прокаткой из жидкого состояния получали быстроохлажденную лигатурную ленту толщиной 3—4 мм со скоростью охлаждения  $-10^3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , в которой стронций находился преимущественно в виде

пересыщенного твердого раствора стронция в алюминии и тонкодисперсных включений  $\text{SrAl}_4$  и  $\text{SrAl}$ , имеющих размер 5 мкм.

Наибольший практический интерес представляют лигатурные пластины, отлитые в кокиль и полученные прокаткой из жидкого состояния. Увеличение скорости охлаждения лигатуры приводит к повышению ее плотности и снижению пористости. При этом размер алюминидов стронция с увеличением скорости охлаждения лигатуры стабилизируется и для пластины толщиной 5 мм, отлитой в металлическую форму, колеблется от 10 до 20 мкм при равномерном их распределении по объему отливки, в то время как для скорости охлаждения  $6^\circ\text{C}/\text{с}$  он составляет 90—220 мкм. В лигатурной ленте, полученной прокаткой из жидкого состояния, размеры алюминидов стронция не превышали 5 мкм.

Анализ полученной зависимости показывает, что увеличение скорости охлаждения лигатуры с 80 до  $1000^\circ\text{C}/\text{с}$  уменьшает длину включений  $\text{SrAl}_4$  всего в 2—3 раза, но приводит к усложнению процесса литья и повышению количества оксидных пленок, которые могут загрязнять расплав и ухудшать коррозионную стойкость, герметичность и формозаполняемость силуминов после их модифицирования указанной лигатурой.

Процесс растворения и усвоения вводимых лигатур лимитируется физико-химическими процессами на границе раздела лигатура—металлический расплав [18]. Растворение твердых частиц в жидкости можно представить состоящим из двух процессов: перехода атомов из твердой фазы в жидкость через поверхность раздела фаз и перераспределения частиц в жидкости. В зависимости от того, какое из этих двух явлений определяет скорость процесса в целом, различают кинетический и диффузионный режимы растворения. Зная размеры и удельный объем частиц в лигатуре, можно определить продолжительность растворения частиц.

В литературе нет данных по кинетическим коэффициентам растворения и коэффициентам диффузии стронция, что исключает возможность проведения подобных расчетов. Тем не менее для сравнения воспользуемся полученными зависимостями для титана применительно к стронцию, допуская близость их механизмов растворения. Исходя из полученных зависимостей [18], время растворения алюминидов стронция размером ~180 мкм будет исчисляться при изотермической выдержке 4 ч для кристаллов  $\text{SrAl}_4$  с размерами до 20 мкм — 10 мин, а для лигатурной ленты — 3 мин. Если учесть, что в промышленной лигатуре Al—30 % Sr алюминиды стронция имеют размер порядка 480 мкм, то для их полного растворения даже в условиях интенсивного перемешивания рас-

плава понадобится длительное время, что на практике неизбежно приведет к появлению немодифицированной структуры из-за плохого усвоения лигатуры расплавом.

Таким образом, способ получения стронцийсодержащей лигатуры в виде кокильных пластин толщиной 5 мм из предварительно рафинированной и разбавленной до 10%-ной концентрации по стронцию промышленной 30%-ной лигатуры является наиболее рациональным с точки зрения использования лигатур низкого качества для получения отливок ответственного назначения литьем в песчано-глинистые формы.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Модифицирование силуминов стронцием / И. Н. Ганиев, П. А. Пархутик, А. В. Вахобов, И. Ю. Куприянова. — Мн.: Наука и техника, 1985. — 143 с.
2. *Pekguleryuz M. O., Gruzleski J. E.* Conditions for strontium master alloy addition to A. 356 melts // Trans. Amer. Foundrymen's Soc. Vol. 96. Proc. 92 nd Annu. Meet. — Des Plaines (Ill), 1988. — P. 55—64.
3. Диаграммы состояния систем алюминий—стронций и свинец—стронций / А. В. Вахобов, Т. Д. Джуряев, В. А. Бардин, Г. А. Задемидко // Изв. АН СССР. Металлы. — 1975. — № 1. — С. 194—197.
4. *Bruzzone G., Merlo F.* The Strontium—Aluminium and Barium—Aluminium systems // Journal of the Less-Common Metals. — 1975. — № 39. — P. 1—6.
5. *Дриц М. Е., Зусман Л. Л.* Сплавы щелочных и щелочноземельных металлов: Справ. изд. — М.: Металлургия, 1986. — 248 с.
6. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния: Справ. / М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Э. С. Каданер и др. — М.: Наука, 1977. — 228 с.
7. Металлические примеси в алюминиевых сплавах / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин, В. С. Чулков, Г. Г. Шадрин. — М.: Металлургия, 1988. — 143 с.
8. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин, В. С. Чулков, Н. И. Графас. — М.: Металлургия, 1980. — 196 с.
9. *Вол А. Е.* Строение и свойства двойных металлических систем. — М.: Физматгиз, 1960. — Т. 1. — 756 с.
10. *Kartesz L., Hajdu J., Hegedüs Z.* Data on the modifying effect of the strontium in AlSi12,5 alloy // Trans. Amer. Foundrymen's Soc. — 1975. — V. 83. — № 3. — P. 1—7.
11. *Лысенко А. П., Чударев Л. Л., Напалков В. И.* Исследование качества лигатуры алюминий—стронций, полученной электролитическим способом // Цветные металлы. — 1995. — № 1. — С. 46—47.
12. *Немененок Б. М., Бежок А. П., Беседин В. М.* Применение быстроохлажденных стронциевых лигатур для модифицирования силуминов // Не-

металлические включения и газы в литейных сплавах. — Запорожье, 1991. — С. 79—80.

13. Новый способ модифицирования силуминов стронцием / Б. М. Немененко, А. П. Бежок, А. С. Калиниченко, Н. П. Жвавый // Теория и технология производства отливок из сплавов цветных металлов. — Владикавказ, 1991. — С. 94—95.

14. *Davami P., Chafelehhashi M.* Strontium as a modifying agent for Al—Si eutectic alloy // Brit. Foundryman. — 1979. — № 1. — P. 4—7.

15. *Closset B. M., Kitaoka S.* Bewertung von strontiumhaltigen Veredelungslegierungen für Al—Si—Gußwerkstoffe // Giesserei Praxis. — 1988. — № 11. — S. 144—151.

16. *Katgerman L., Sluiter M. H. F.* Development of Al—Sr alloys suitable for in-line modification // Solidif. Proc. '87: Proc. Int. 3rd Conf., Sheffield. — London, 1988. — P. 482—484.

17. *Куцова В. З., Скрипченко О. А., Гергард В. А.* Повышение качества отливок из силуминов путем дегазации алюминиево-стронциевой лигатуры // Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: Тез. докл. — Запорожье, 1988. — С. 322—323.

18. Роль кинетики растворения интерметаллидов при легировании алюминиевых сплавов титаном / И. В. Поленц, И. Г. Бродова, Д. В. Башлыков и др. // Расплавы. — 1995. — № 6. — С. 23—31.

УДК 621.746

О. С. КОМАРОВ, докт. техн. наук,  
В. М. КОРОЛЕВ, канд. техн. наук,  
Д. О. КОМАРОВ, Г. Ф. ЛИВШИЦ,  
В. В. МЕЛЬНИЧЕНКО, канд. физ.-мат. наук (БГПА)

## ВЫСОКОХРОМИСТЫЙ ЧУГУН КАК МАТЕРИАЛ ДЛЯ СЕДЕЛ КЛАПАНОВ ДИЗЕЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Седла клапанов относятся к числу тяжело нагруженных деталей двигателей внутреннего сгорания, и это определяет требования к материалам для их изготовления:

- 1) повышенная твердость и способность сохранить ее при рабочих температурах;
- 2) хорошая коррозионная стойкость к горячим агрессивным газам;
- 3) высокая усталостная прочность;
- 4) достаточная теплопроводность, обеспечивающая быстрый отвод теплоты от рабочей фаски;

- 5) жаропрочность и жаростойкость, отсутствие склонности к схватыванию с материалом клапана;
- 6) высокая стойкость против ударного действия тарелки клапана;
- 7) хорошая сопротивляемость механическому износу при сухом трении;
- 8) технологичность изготовления;
- 9) удовлетворительная обрабатываемость.

Всем этим требованиям отвечает высокохромистый чугун (ВХЧ) [1], свойства которого можно изменять в широких пределах термической обработкой [2].

Работы по выбору состава ВХЧ для отливки заготовок седел клапанов проводили в два этапа. На первом этапе определили пределы изменения основных элементов: углерода, хрома и кремния, на втором — методом математического планирования уточнили содержание дополнительных легирующих элементов.

Критериями для проверки влияния химических элементов на свойства сплава были выбраны твердость HRC и износостойкость.

Исходные образцы цилиндрической формы диаметром 25 и высотой 55 мм отливали в формы, изготовленные из жидкостекольной самотвердеющей смеси. Для большей достоверности отливались четыре образца одного химического состава. Плавку чугуна осуществляли в печи ИСТ-0,04 с кислой футеровкой. Заливку производили из ковша емкостью 5 кг при температуре 1400 °С.

В соответствии с планом, выполненным с привлечением методов математического планирования эксперимента [3, 4], отлили 19 образцов различного химического состава, в которых содержание основных и легирующих элементов, % (по массе), изменяли в соответствии с таблицей 1.

Для сравнения были проведены два типа отжига на каждом из составов. Первый многоступенчатый отжиг — нагрев до температуры 800 °С, выдержка в течение часа, после чего температуру повышали до 1100 °С и выдерживали в течение четырех часов, затем шло охлаждение с печью до 600 °С, выдержка 1 ч, нагрев до 800 °С, выдержка 2 ч и далее охлаждение со скоростью 50 °С в час до 600 °С. Второй тип термообработки упрощенный — нагрев до 800 °С, выдержка в течение четырех часов, затем охлаждение в интервале температур 800—600 °С по 50 °С в час, после чего охлаждение с печью.

Термообработанные образцы зачищали для измерения твердости, производили замеры, после чего взвешивали и помещали на



Состав опытных образцов

№ п/п	Химический элемент							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
1	3,90	1,75	0,985	17,01	0,565	0,894	0,0377	0,0356
2	3,85	1,83	1,34	17,23	1,09	0,140	0,0392	0,0923
3	3,70	1,91	0,549	17,57	0,0943	0,668	0,0387	0,0273
4	3,79	1,87	0,535	18,49	0,147	0,866	0,0404	0,0385
5	2,63	1,16	0,922	5,86	0,290	0,326	0,131	0,386
6	2,42	1,70	1,19	5,25	0,239	0,297	0,107	0,828
7	2,36	1,39	0,477	5,19	0,334	0,400	0,105	0,374
8	3,80	1,88	0,713	4,59	0,699	0,158	0,116	0,460
9	3,90	6,30	1,79	14,44	0,104	0,350	0,0351	0,317
10	3,34	2,28	1,44	17,40	0,155	0,0910	0,831	0,344
11	1,85	1,73	0,520	16,23	0,905	0,980	0,471	0,555
12	2,11	1,77	0,460	17,14	0,923	0,149	0,105	0,0963
13	1,85	1,37	1,18	5,34	0,912	0,317	0,112	0,374
14	1,66	1,40	1,11	5,39	0,395	0,841	0,110	0,416
15	1,62	1,44	0,579	5,13	0,335	0,254	0,134	0,559
16	1,62	1,37	0,784	6,02	0,448	0,817	0,195	0,380
17	2,35	1,81	0,759	5,12	0,280	0,267	0,854	0,281
18	1,54	1,30	0,849	6,09	0,523	0,839	0,280	0,443
19	1,68	1,35	0,722	5,98	0,500	0,816	0,144	0,396

стенд для испытаний на износ [5]. Данные по твердости для двух типов термообработки приведены на рис. 1, а по износу — на рис. 2.

Из полученных данных можно вывести следующие регрессивные зависимости.

Регрессивная зависимость твердости от содержания легирующих и основных элементов имеет вид для образцов, отожженных по первому режиму термообработки:

$$Y = 31,927 + 0,56771 C + 2,90104 Cr + 1,70313 Mn + 0,38021 Ni - 3,4014 Mo - 3,82813 V + 4,22396 W;$$

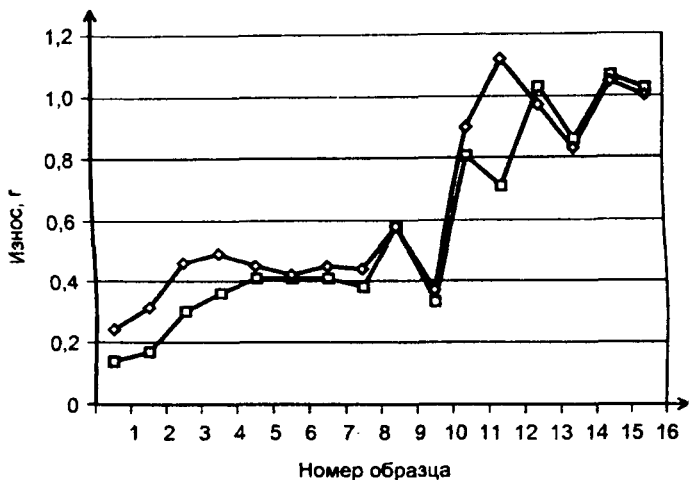


Рис. 1. Износ образцов:

—◇— — первый тип ТО; —□— — второй тип ТО

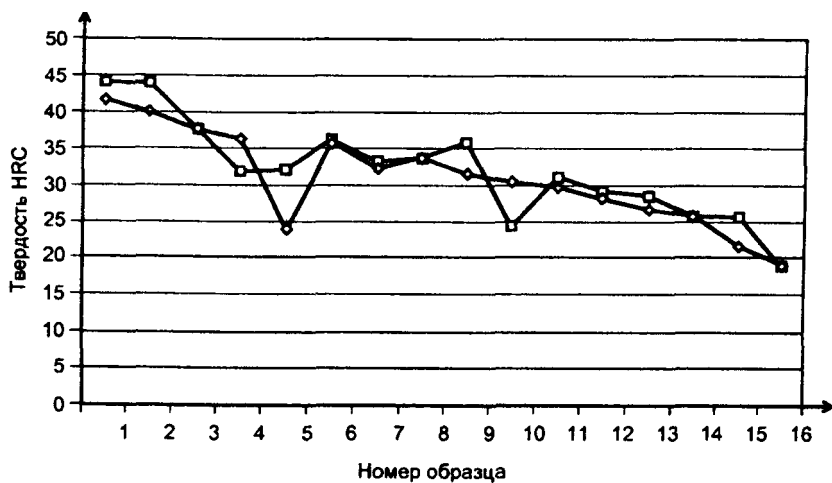


Рис. 2. Твердость образцов:

—◇— — первый тип ТО; —□— — второй тип ТО

по второму:

$$Y = 32,104 + 0,354 C + 2,813 Cr + 1,771 Mn + 1,604 Ni - 2,521 Mo - 3,771 V + 3,146 W.$$

Регрессивная зависимость потери массы от содержания легирующих и основных элементов имеет вид:

для первого режима термообработки:

$$Y = 0,6294 - 0,2219 C - 0,0719 Cr - 0,1094 Mn + \\ + 0,0069 Ni + 0,0281 Mo + 0,0044 V - 0,0244 W;$$

для второго:

$$Y = 0,5613 - 0,2400 C - 0,1375 Cr - 0,0713 Mn + \\ + 0,0313 Ni + 0,0013 Mo - 0,0163 V + 0,0012 W.$$

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать следующие выводы.

1. Второй режим обеспечивает более высокий исходный уровень твердости и износостойкости.

2. Углерод, хром, марганец, никель и вольфрам для обоих режимов термической обработки способствуют увеличению твердости, но степень этого влияния различна, особенно для углерода и никеля. Увеличение содержания углерода вызывает более крутой подъем твердости при первом режиме ТО, а рост содержания никеля — при втором режиме.

3. В основном наблюдается прямая зависимость между влиянием легирующего элемента на твердость и износостойкость. Исключение составляет никель, который, повышая твердость, несколько снижает износостойкость.

4. Характерно влияние вольфрама, который, резко повышая твердость, практически не оказывает влияния на износостойкость.

Твердость 40—42 HRC может быть обеспечена при использовании приведенных режимов ТО, если чугуны содержат, % (по массе): 2,5—3,0 C; 6—9 Cr; 1,0—1,5 Mn. Содержание остальных элементов может быть желательным исходя из стабильности показателей твердости.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Комаров О. С., Ходосевич В. Г., Урбанович Н. И. Исследование механических свойств высокохромистых чугунов // *Металлургия*. — Мн., 1987. — Вып. 21. — С. 81—82.

2. Комаров О. С., Ходосевич В. Г., Урбанович Н. И. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства высокохромистого чугуна // *Республ. науч.-техн. конф.* — Днепропетровск, 1986. — С. 81—83.

3. Налимов В. В., Чернова Н. А. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. — М.: Наука, 1963. — 320 с.

4. Новик Ф. С. Математические методы планирования эксперимента в металлведении. — М.: МИСИС, 1972. — 106 с.

5. Комаров О. С., Сусина О. А., Садовский В. М. Особенности механизма изнашивания высокохромистого чугуна // Вести Национальной академии наук Беларуси. — 2000. — Вып. 1.

УДК 621.762

В. Н. КОВАЛЕВСКИЙ, докт. техн. наук,  
А. В. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук,  
И. А. ПАРФЕНЕНКО (БГПА)

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ МЕТОДОВ НАГРУЖЕНИЯ

Уникальные физические и механические характеристики нанометрических керамических порошков сочетаются с относительно низкими технологическими свойствами. Поэтому традиционные технологии получения высокоплотной конструкционной керамики на основе карбида и нитрида кремния используют процесс горячего прессования или прессование при высоких давлениях. Температура спекания керамических материалов составляет около 2000 °С. Процесс формования предусматривает наличие в шихте технологических добавок, которые удаляются при нагреве керамических образцов перед спеканием. Температура спекания снижается введением добавок, которые активируют процесс спекания [1—5].

Взрывной импульсный способ прессования керамических материалов имеет ряд преимуществ перед традиционными способами уплотнения. Например, при контактной схеме нагружения, изменяя тип взрывчатого вещества, величину заряда, рабочую среду, получают давление от единиц до сотен килобар.

Взрывная обработка керамических порошков сопровождается эффектами активации поверхности. Следовательно, предложенный метод может быть использован как технологическая операция подготовки порошков к процессам формования и спекания. При правильно подобранных режимах метод позволит не только снизить температуру спекания, но и отказаться от применения активирующих добавок.

Разработанные технологии и оборудование для горячего импульсного вакуумного прессования, процессов сварки, упрочняющей термической и механической обработки позволили получить

керамические материалы на основе карбидов, в том числе с использованием нанометрических порошков в условиях высоких давлений и температур.

Процесс нагрева порошков проводился на установке в вакууме или защитной атмосфере со скоростью, обеспечивающей процесс жидкофазного спекания под давлением. Нагрев ( $1600 - 1800$  °C) осуществлялся при помощи нагревателя и силового трехфазного трансформатора мощностью  $160$  кВт, максимальная сила тока  $8000$  А.

Импульсное нагружение в процессе высокотемпературного нагрева и вакуумирования позволило осуществить жидкофазное динамическое спекание керамических материалов. Давление в установке создавалось энергией взрыва, при этом вакуумная камера заменялась разовым контейнером. Активация и импульсное прессование порошков производились по контактной схеме с предварительным прессованием материала при низких давлениях ( $200 - 250$  МПа).

Схема взрывной обработки порошков представлена на рис. 1. Процесс взрывной обработки предварительно нагретых и вакуумированных порошков *3* заключался в ударном нагружении и деформировании ампулы *1* (контейнера) зарядом бризантного взрывчатого вещества *2*. Нагрев производился при пропускании электрического тока через графитовый нагреватель *4* непосредственно перед инициированием заряда. В процессе обжима ампулы формируется высокоплотная заготовка *5*.

При ударной разгрузке керамических материалов характерно появление микротрещин. Правильный выбор параметров обработки дает возможность получить компактный материал с высокой прочностью сцепления. Малая длительность процесса (мкс) позволяет создать структуру материала с размерами зерен менее  $1$  мкм. Для керамических порошков целесообразно использовать взрыв-

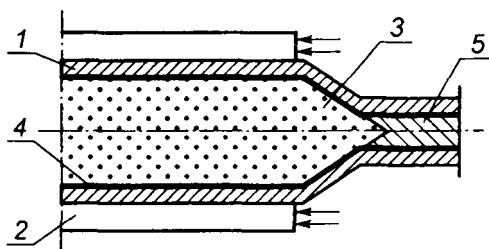


Рис. 1. Ампульная схема обработки порошковым взрывом



Рис. 2. Структура частиц порошка SiC марки 63С в исходном состоянии



Рис. 3. Структура частиц порошка 63С после взрывной обработки

ную обработку как процесс активации порошков с последующими традиционными технологическими операциями горячего прессования или прессования и спекания.

Микроструктура порошков изучалась на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 100 кВ. Структуры частиц порошка SiC марки 63С Запорожского абразивного комбината (Украина) в исходном состоянии представлены на рис. 2. Форма частиц осколочная. Отмечается наличие крупных частиц большой толщины, а также частиц в виде тонких пластинок. На них видны дефекты упаковки и плоскости сдвига. Фазовый состав 99 %  $\alpha$ -SiC.

Структура частиц порошка 63С после взрывной обработки по контактной схеме с использованием заряда взрывчатого вещества (аммонит 6ЖВ, скорость детонации 3500 м/с, толщина заряда 40 мм) представлена на рис. 3. Наблюдается повышение дефектности структуры. Возрастает активность поверхности. Фазовый состав практически не изменился. Наблюдается измельчение зерна до фракций 1,5–0,025 мкм с увеличением доли малых фракций свыше 60 %.

Структура исходных частиц порошка SiC марки FCP фирмы «STARK» (Германия) приведена на рис. 4. Форма частиц — типа осколков с повышенной активностью поверхности.

Размер частиц и свойства порошков приведены в таблице 1.

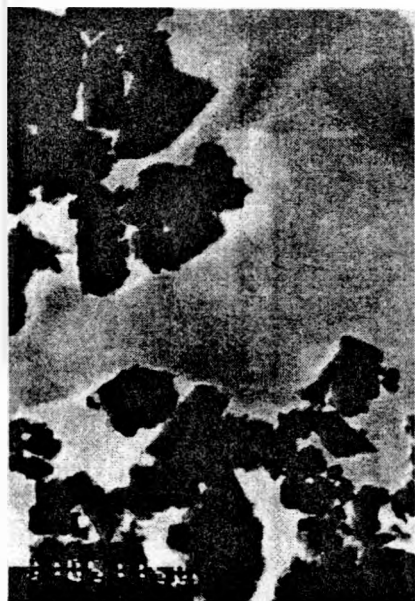


Рис. 4. Структура исходных частиц порошка SiC марки FCP

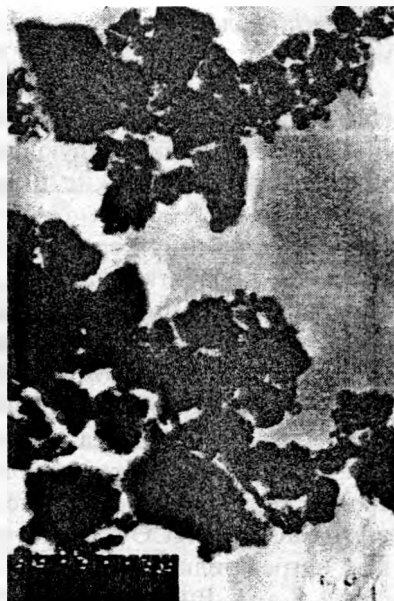


Рис. 5. Структура частиц порошка FCP после взрывной обработки

Структура частиц порошка FCP после взрывной обработки показана на рис. 5. На поверхности активированных взрывом частиц видны границы деформаций, по которым может происходить дальнейшее разрушение материала. Размер частиц 0,7—0,01 мкм с

Таблица 1

Размер частиц и свойства порошков

Марка	Вид обработки	Средний размер частиц, мкм	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Примеси, %
FCP	Исходный	0,56—0,64	>12	Fe<0,05; C <sub>F</sub> <0,3; Si <sub>F</sub> <0,1
63С	То же	2,10—3,10	~3,2	Fe>0,5; C <sub>F</sub> >0,3; Si <sub>F</sub> >0,3
SiC*	—«—	0,3	>48,4	Fe-0,02; Al-0,04; Si <sub>F</sub> +C <sub>F</sub> <0,08; Ti-0,01
FCP	Взрывом	0,01—0,52	>14	Те же
63С	То же	0,025—1,50	~5,3	—«—

\* Нанометрический порошок

большой долей малых фракций. Фазовый состав практически не изменился.

Указанные порошки являлись исходным материалом для приготовления шихты при прессовании в аппаратах высокого давления. В качестве активирующей процесс спекания добавки использовали нанометрические порошки карбида кремния до 5 % (по массе).

Для получения керамики SiC был использован метод термобарической обработки карбида бора, позволяющий получить высокоплотную керамику с повышенным уровнем физических и механических характеристик без использования активаторов спекания либо при их небольшом количестве с существенным уменьшением времени спекания по сравнению с традиционными методами. Исследования процесса спекания проводили при давлении 7 ГПа в течение 20 с в интервале температур 1500—2200 °С. В качестве среды, передающей давление, использовали доломитовый контейнер ( $\text{CaCO}_3 + \text{MgCO}_3$ ), в котором находились трубчатые графитовые нагреватели с внутренним отверстием диаметром 6 мм и высотой 8 мм. Внутри нагревателя размещали образцы из спрессованного порошка карбида кремния, по торцам которых устанавливали графитовые цилиндрические пластины. Составы и свойства исходных порошков SiC представлены в таблице 1.

Первая партия образцов приготавливалась из шихты порошка 63С и FCP без добавок. Плотность образцов в зависимости от режима спекания под давлением изменялась незначительно: 3,18—3,2 г/см<sup>3</sup>. Коэффициент вязкости разрушения  $K_{IC}$  составил 3,0—4,3 МПа/м<sup>3/2</sup>.

Вторая партия образцов приготавливалась из порошка 63С и FCP с последующей добавкой 5 % (по массе) нанометрического порошка SiC. Плотность образцов в зависимости от режима термобарического спекания изменялась незначительно: 3,16—3,2 г/см<sup>3</sup>. Коэффициент вязкости разрушения  $K_{IC}$  составил для композиций на основе порошка 63С 2,5—3,0 МПа/м<sup>3/2</sup>, на основе порошка FCP — 3,1—3,4 МПа/м<sup>3/2</sup>.

Свойства керамических материалов, полученных спеканием под давлением, представлены в таблице 2.

Анализ структуры поверхности образцов из порошков 63С и FCP с последующей добавкой 5 % (по массе) нанометрического порошка SiC, обработанных взрывом, показал наличие микротрещин, вызванных возникающими внутренними напряжениями. Для снятия внутренних напряжений часть образцов подвергалась отжигу в вакууме при температуре 800 °С в течение 2 ч. Микротвердость



Свойства керамических материалов

Состав	Температура спекания, °С	Вид обработки	Микротвердость, ГПа	Вязкость разрушения $K_{1C}$ , МПа/м <sup>3/2</sup>
FCP	1900—2200	Исходный	20,96—21,28	4,3
		Отжиг 800 °С	20,91—32,60	4,35
FCP + 2,5%SiC*	1650—1800	Исходный	22,50—23,30	2,7
		Отжиг 800 °С	25,10—25,90	3,0
FCP + 5%SiC*	1650—1800	Исходный	19,01—21,94	4,2
		Отжиг 800 °С	27,92—30,98	4,6
63C + 2,5%SiC*	1650—1800	Исходный	15,10—16,40	1,4
		Отжиг 800 °С	17,00—17,20	1,9
63C + 5%SiC*	1650—1800	Исходный	18,39—20,65	3,4
		Отжиг 800 °С	19,62—26,99	3,9

\* Нанометрический порошок

образцов на основе порошков FCP составила 21,0—28,2 ГПа, коэффициент вязкости разрушения — 3,5—3,6 МПа/м<sup>3/2</sup>, а на основе порошков 63C микротвердость — 19,6—26,0 ГПа, коэффициент вязкости разрушения — 2,8—3,0 МПа/м<sup>3/2</sup>. Микротвердость образцов на основе порошков FCP в исходном состоянии после отжига составила 20,9—29,6 ГПа, коэффициент вязкости разрушения — 3,2—3,4 МПа/м<sup>3/2</sup>.

Анализ результатов полученных исследований показал, что взрывная активация порошков SiC и введение в качестве активизирующих спекание нанометрических порошков обеспечивают снижение рабочих температур обработки до 1600—1700 °С. Это позволило получить плотность образцов, близкую к теоретической, с высокой микротвердостью и вязкостью разрушения.

Таким образом, выполнены исследования микроструктуры керамических порошков SiC марки 63C и FCP в исходном состоянии и после активации взрывом.

Разработаны методика, оснастка и оборудование для прессования керамических порошков взрывом с предварительным нагревом и вакуумированием контейнеров.

Отработаны режимы и схема взрывной обработки для активации керамических порошков без нагрева.

Выполнены экспериментальные исследования по активации порошков различных фирм-производителей («STARK», ФРГ, «ЗАК», Украина).

Отработана методика спекания керамических порошков в аппаратах высокого давления без активирующих процесс спекания добавок, порошков SiC с добавками нанометрических порошков, а также порошков, активированных взрывом.

Результаты предварительных экспериментов показали перспективность использования взрывной активации для снижения температур спекания керамики до 1650 °С, а также возможность использования нанометрических порошков в качестве добавок, активирующих процесс спекания.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Агеев В. А., Григорьев С. В., Ковалевский В. Н. Получение высокодисперсных порошков с помощью лазерной плазмы // Прогрессивные технологии обработки материалов. — Мн., 1998. — № 3. — С. 165—167.

2. Агеев В. А., Фигурин Б. Л., Фигурин К. Б. Плазмоактивный синтез однофазных аморфных керамических пленок в условиях реактивного магнетронного разряда // Прогрессивные технологии обработки материалов. — Мн., 1998. — № 3. — С. 167—169.

3. А. с. СССР № 1591254. Способ измельчения керамического порошка/ В. Н. Ковалевский и др.

4. Деформационные изменения в структуре  $\text{Si}_3\text{N}_4$ —SiC / В. Н. Ковалевский, А. В. Ковалевская, Л. Ф. Керженцева, И. В. Фомихина, А. Е. Жук // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. — Запорожье, 1998. — № 2. — С. 79—86.

5. Технология получения и свойства керамических композиционных материалов  $\text{Si}_3\text{N}_4$ —SiC / А. В. Ковалевская, Л. Ф. Керженцева, В. Н. Ковалевский // Материалы, технология, инструмент. — Мн., 1996. — № 2. — С. 38.

А. М. ГАЛУШКО, канд. техн. наук,  
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,  
А. А. ГАЛУШКО, М. М. СИТНИЧЕНКО,  
Р. Э. ТРУБИЦКИЙ (БГПА)

## НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕДНОГО ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Меднение алюминия и его сплавов широко применяется в электротехнике и для украшения декоративных изделий. При осаждении меди на алюминиевые сплавы, как правило, используют никелевый подслоя или процесс проводят в электролите с добавками ортофосфорной кислоты. В первом случае значительно удорожается изделие и усложняется процесс гальваники, а при использовании ортофосфорной кислоты необходимы специальные установки для нейтрализации ядовитых выделений диссоциированных ингредиентов электролита.

Следовательно, актуальным вопросом гальванического осаждения меди на алюминиевые сплавы является разработка серно-кислого процесса без чисто никелевого подслоя. Предполагалось, что решающую роль в затруднениях при получении качественного покрытия играет склонность алюминия к пассивации. Даже в агрессивных средах могут сохраняться адсорбционные оксидные пленки, ослабляющие адгезионную связь между основой и осадками. Наличие оксидной пленки в зоне контакта весьма существенно именно для медного покрытия (благодаря специфическим свойствам электронной структуры меди).

Изучена физическая картина образования соединения в системе металл—кислород (для меди, серебра, никеля, ниобия и кобальта)\*; использовался подход, базирующийся на модельном самосогласованном расчете электронных энергетических спектров.

Электронные энергетические спектры рассчитывались на основе уравнений самосогласованного поля Хартри—Фока—Слетера в приближении сферических ячеек Вигнера—Зейтца [1].

Внедренный атом кислорода моделируется ячейкой, радиус ( $r_0$ ) которой определяется радиусом ячейки Вигнера—Зейтца, соответствующим размеру межузельной «поры» исследуемого металла, а энергетический спектр — из условий Блоха для этого радиуса [2]. Притяжение между атомами определяется отрицательным давле-

\* В работе принимали участие В. М. Беседин, А. С. Масаковская, Е. А. Сотникова.

нием на границе ячейки металла, межатомное отталкивание — положительным давлением.

Уравнения самосогласованного поля Хартри—Фока—Слетера для одноэлектронных волновых функций  $\psi_{En^*k}(r)$  с разрешенной энергией  $E(k)$  ( $k$  — квазиимпульс) имеют в атомных единицах следующий вид:

$$\Psi_{En^*k}(r) = \sum_{l=|m|}^{j_{\max}} A_{n^*l}(k) \frac{R_{El}(r)}{r} Y_{lm}(\theta, \varphi) - \frac{1}{2} R_{El}'' + \left[ \frac{l(l+1)}{2r^2} + U(r) \right] R_{El} = ER_{El};$$

$$0 \leq r \leq r_0;$$

$$\rho_l(k) = \frac{1}{4\pi r^2} \sum_{n^*l} \int_{E(k) \leq E_F} \frac{6k^2 dk}{k_0^3} A_{n^*l}^2 R_{El}^2(r);$$

$$U(r) = U_{cl}(r) + U_{ex}(r);$$

$$U_{cl} = -\frac{z}{r} + \frac{4\pi}{r} \int_0^r \rho_e r'^2 dr' + 4\pi \int_r^{r_0} \rho_e r' dr';$$

$$U_{ex} = -\left( \frac{3}{\pi} \rho_e \right)^{1/3}.$$

Здесь  $E_F$  — энергия Ферми;  $k_0 = \sqrt[3]{9\pi}/2$ ;  $U_{cl}$ ,  $U_{ex}$  — потенциалы кулоновского и обменного взаимодействия;  $\rho_e$  — плотность электронов.

Радиус ячейки  $r_0$  определяется уравнением

$$0,75\pi r_0^3 a_0^3 = \frac{A}{\rho N},$$

где  $A$  — атомный вес;  $\rho$  — плотность вещества, г/см<sup>3</sup>;  $N$  — число Авогадро.

Коэффициенты  $A_{n^*l}(k)$  вычисляются из условий Блоха:

$$e^{-ikr} \varphi_{En^*k}(r) = e^{ikr} \varphi_{En^*k}(-r);$$

$$e^{-ikr} \frac{\partial}{\partial r} \varphi_{En^*k}(r) = -e^{ikr} \frac{\partial}{\partial r} \varphi_{En^*k}(-r).$$

Уровень Ферми  $E_F$  определяется из уравнения

$$\sum_{n^*} \delta_m \int_{E(k) \leq E_F} \frac{6k^2 dk}{k^3} = Z,$$

где  $\delta_m = 1$  при  $m = 0$  и  $\delta_m = 2$  при  $m \neq 0$ ;  $Z$  — атомный номер.

В рассматриваемой модели кинетическое  $p_{n^*l}$  и обменное  $p_{n^*l}^{ex}$  парциальные давления на границе ячейки вычисляются по формулам:

$$p_{n^*l} = \frac{1}{6\pi^2} \delta_m \int_{E \leq E_F} k^2 2k \sum_{l=|m|}^{l_{\max}} A_{n^*l}^2(k) \left[ \left( \frac{R_{El}}{r} \right)'' - \frac{R_{El}}{r} \left( \frac{R_{El}}{r} \right)'' \right]_{r=r_0}; \quad (1)$$

$$p_{n^*l}^{ex} = -\frac{3}{8} \alpha \left( \frac{3}{\pi} \right)^{1/2} \rho_{n^*l} p^{1/3}, \quad (2)$$

где  $n^*$  — набор трех квантовых чисел  $n, L, m$ , описывающих собственное значение при квазиимпульсе  $k = 0$ ;  $E_F$  — энергия Ферми;  $A_{n^*l}(k)$  — коэффициенты, определяются из условий Блоха;  $\rho_{n^*l}$  и  $\rho$  — парциальная и полная плотность электронов на границе ячейки; параметр  $\alpha$  выбирается из условия нулевого полного давления на границе при нормальных условиях;  $\delta_m = 1$  при  $m = 0$  и  $\delta_m = 2$  при  $m \neq 0$ . В конкретных расчетах  $l_{\max} = 7$ .

В уравнениях (1), (2) и далее используется атомная система единиц.

Электронное давление  $p_e$  на границе ячейки

$$p_e = \sum_{n^*l} p_{n^*l} + \sum_{n^*l} p_{n^*l}^{ex},$$

и полное давление  $p_{tot}$  с учетом электростатического давления  $p_{el}$

$$p_{tot} = p_e + p_{el},$$

где  $p_{el} = -z_i z_j / (4\pi r_m^2 r_E^2)$  ( $z_i, z_j$  — заряды ионов металла и кислорода;  $r_m$  — радиус Вигнера—Зейтца металла;  $r_E = r_m + r_0$ ,  $r_0$  — радиус Вигнера—Зейтца атома кислорода).

В таблице 1 приведены значения энергии Ферми  $E_{Fm}$  исследуемых металлов и кислорода  $E_{F0}$  для радиусов ячеек Вигнера—Зейтца.

При внедрении кислорода в междоузлия кристаллических решеток исследуемых металлов энергия Ферми атома кислорода выше, чем в ячейке металлов, поэтому кислороду энергетически выгодно отдать электроны, находящиеся во внешней зоне, атомам

Значения энергии Ферми атомов металла  $E_{Fm}$ ,  $E_{F0}$ 

Металл	$r_m^{**}$	$r_0^{**}$	$E_{Fm}$	$E_{F0}$
Серебро	3,02	1,24	0,054	1,28
Медь	2,69	1,1	0,071	1,95
Никель	2,0	1,07	0,093	2,21
Кобальт	2,61	1,07	0,138	2,21
Ниобий	3,07	0,9	0,084	3,5

металла. Давление  $p_e$ , изменение которого обусловлено появлением избыточного заряда  $\Delta Z$  в ячейке металла, вычислялось на основе волновых функций для нейтральной ячейки, т. е. использовалось приближение «замороженного» остова.

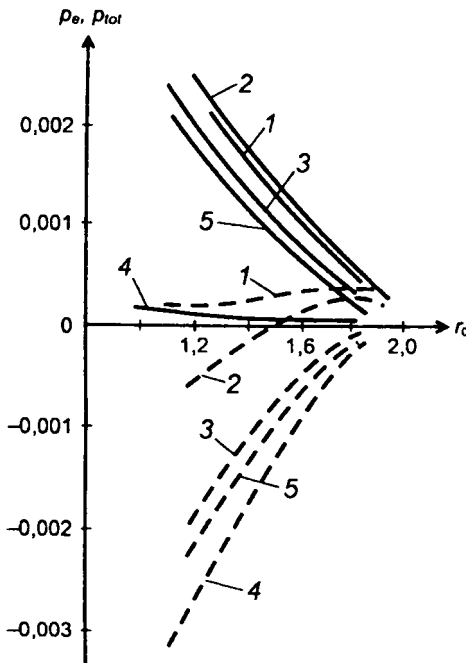


Рис. 1. Зависимость давления  $p_e$  (—) и  $p_{tot}$  (---) на границе ячеек металлов от величины радиуса кислорода  $r_0$ :  
1 — Ag; 2 — Cu; 3 — Ni; 4 — Nb; 5 — Co

Выполненные расчеты позволили установить зависимость давлений  $p_e$  и  $p_{tot}$  на границах ячеек металлов и кислорода от радиуса межузельных пор  $r_0$ .

На начальном этапе, когда концентрация атомов кислорода, внедрившихся в металлическую матрицу, незначительна, т. е. в окрестности атома металла находится не более одного атома кислорода, давление  $p_e$  имеет положительное значение для всех исследуемых металлов (рис. 1). Перераспределение электронной плотности в сторону повышения ее в ячейке атомов металла приводит к ослаблению сил связи между атомами металла вследствие заполнения разрыхляющих орбиталей в соответствующих  $d$ -зонах металла ( $p_e > 0$ ). Давление на

границе ячеек металла и кислорода, за исключением меди (для областей с  $r_0 > 1,45 a_0$ ,  $a_0$  — боровский радиус) и серебра, имеет отрицательное значение ( $p_{tot} < 0$ ), следовательно, между атомами металла и кислорода существует взаимное притяжение за счет ионной составляющей связи.

Как видно из рис. 1, в серебре и в меди (для  $r_0 > 1,45 a_0$ ) давление на границе ячеек металла и кислорода положительно,  $p_{tot} > 0$ , следовательно, между атомами металла и кислорода отсутствует химическая связь. Это значит, что в серебре атомы кислорода могут свободно мигрировать в кристаллической решетке, вследствие этого оно проницаемо для кислорода. Подобная ситуация возможна в меди только для областей с достаточно разуплотненной структурой ( $r_0 > 1,45 a_0$ ).

Исходя из модельных расчетов образования соединений в системе медь—кислород, можно предположить, что при определенных параметрах межзельных пор в кристаллической решетке меди диффузия атомов кислорода в объем медной матрицы и в самом объеме будет облегчена не только большим размером дефектов, но и меньшим химическим взаимодействием между атомами меди и кислорода. Это способствует увеличению растворимости кислорода в дефектной кристаллической решетке меди. Известно, что  $\text{CuO}$  является нестехиометрическим соединением. С ростом концентрации реагирующих веществ, обусловленной увеличением растворимости кислорода в дефектной кристаллической решетке меди, естественно предположить, что возможно образование оксида меди с повышенным содержанием кислорода по сравнению с оксидом меди, полученным на основе равновесной кристаллической решетки.

В гальванических покрытиях наряду с нарушениями кристаллической решетки (вакансии, дислокации) часто встречаются и макроскопические дефекты (поры, пустоты, трещины). После гальванического нанесения на деталь слоя меди следует заключительный отжиг при температуре  $300^\circ\text{C}$ . При отжиге на границе раздела фаз  $\text{Al}(\text{Al}_2\text{O}_3)\text{—Cu}$  кроме диффузии основных компонентов алюминия и меди будет происходить и диффузия кислорода в медное покрытие. В результате повышенной диффузионной подвижности атомов кислорода в дефектной медной матрице возможно образование его локальных сегрегаций как растворенных в решетках меди, так и заключенных во входящих в этот объем дефектах. В этих областях его концентрация может превысить предельную растворимость и стать причиной выделения оксидной

фазы. Оксидные превращения протекают с заметным объемным эффектом, что может привести к хрупкому разрушению покрытия. Кроме того, в местах внутренней локализации кислород способен развивать давления, приводящие к разрушению покрытия, что особенно проявляется при понижении температуры.

Таким образом, при нанесении медного покрытия на алюминиевые сплавы очень важно добиться полного удаления оксидного слоя с поверхности изделия. Пассивность устраняют электроположительные металлы, поэтому алюминиевые сплавы необходимо легировать медью. На зернах твердого раствора Al—Cu и включениях медьсодержащих интерметаллидов защитная оксидная пленка не образуется. Однако в алюминиевых сплавах кроме меди присутствуют примеси Si и Fe, которые способствуют пассивации алюминия, к тому же Fe связывает медь, образуя фазу  $(\text{FeCu})\text{Al}_6$ ;  $\text{FeCuAl}_7$ . Влияние Fe можно уменьшить, вводя в состав сплава Ni, который вытесняет медь, образуя фазу  $\text{FeNiAl}_9$ .

Однако надо иметь в виду следующее. При нагреве сплава выше температуры гомогенизации ( $\approx 480^\circ\text{C}$ ) медь находится в твердом растворе. При закалке этот раствор сохраняется. Но если затем сплав нагреть выше  $120^\circ\text{C}$ , то преимущественно вдоль границ зерен выделяются интерметаллиды  $\text{CuAl}_2$ . В результате участки, примыкающие к интерметаллидам, обедняются медью. При этом границы зерен становятся анодами по отношению к зернам, а сплав приобретает склонность к межкристаллитной коррозии. Поэтому на практике сплав необходимо закалять примерно от  $480^\circ\text{C}$ , а затем наносить покрытие или дополнительно состарить его при комнатной температуре, чтобы обеспечить более равномерное выделение интерметаллидов  $\text{CuAl}_2$  в кристаллической решетке. При этом следует учитывать, что в процессе гальванического нанесения медного покрытия в поверхностном слое покрываемой поверхности оседающие атомы меди вступают в химическое взаимодействие с атомами основы. Поскольку главным компонентом основы является алюминий, оценим влияние внедренных в кристаллическую решетку алюминия атомов меди на характер межатомных взаимодействий в поверхностном слое. При внедрении атома меди в кристаллическую решетку алюминия произойдет перераспределение электронной плотности в сторону ее повышения в ячейке атома меди и понижения в ячейке атома алюминия. Сила связи в кристаллической решетке алюминия вблизи примесного атома меди уменьшится. Это связано с увеличением заполнения  $3d_0$  — полосы меди, в которой электроны на-



ходятся в антисвязывающем состоянии, и уменьшением заполнения  $p$ -полосы алюминия, в которой электроны находятся в связывающем состоянии. Это приведет к ослаблению сил межатомного взаимодействия в кристаллической решетке алюминия, иными словами, к разрыхлению покрываемой поверхности, и осаждаемая медь будет иметь плохое сцепление с основой.

При осаждении никеля между атомами алюминия и никеля возникает ионная компонента связи в результате перераспределения электронной плотности, что обуславливает достаточно прочную связь в поверхностном слое основы и обеспечивает хорошее сцепление основы и осаждаемого никеля. Это широко применяется на практике.

Таким образом, для устранения пассивирующей пленки на поверхности алюминиевого сплава крайне желательно вводить в состав сплава электроположительный металл, в частности медь. Выполненные исследования по влиянию химического состава силуминов на адгезионную прочность медного покрытия, полученного при гальваническом осаждении меди без никелевого подслоя, привели к положительному результату. Наилучшие показатели получены на образцах из сплава АК5М4. Из типового технологического процесса меднения исключается операция никелирования. Дополнительно в технологию меднения вводится операция термообработки по режимам, обеспечивающим снятие напряжений и равномерное выделение включений медьсодержащих фаз.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Воронинов А. И., Гандельман Г. М., Подвальный В. Г. Электронные энергетические спектры и уравнения состояния твердых тел при высоких давлениях и температурах // Успехи физ. наук. — 1970. — Т. 100. — Вып. 2. — С. 193—224.

2. Беляев В. И., Боровик Ф. Н., Масаковская А. С. О природе химической связи в зоне соединения биметалла титан—медь // Физика и химия обработки материалов. — 1988. — № 2. — С. 93—97.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА И СКОРОСТИ СОУДАРЕНИЯ ЧАСТИЦ ЖЕЛЕЗНОГО ПОРОШКА НА ЕГО ХАРАКТЕРИСТИКИ

Как указано в работах [1—3], характеристики железного порошка-сырца после водородного отжига и последующего измельчения его спеков существенно меняются.

Для моделирования и оптимизации процесса получения железного порошка, а также оптимизации его характеристик (медианного диаметра, мкм, насыпной плотности, г/см<sup>3</sup>, формуемости, г/см<sup>3</sup>, и уплотняемости) был проведен эксперимент с использованием методов математического планирования. В качестве параметров оптимизации и были выбраны отмеченные характеристики при давлении 700 МПа.

На первой стадии исследовали зависимость этих характеристик от температуры отжига (800, 900 и 1000 °С) и скорости соударения частиц (30, 95 и 160 м/с) восстановленного железного порошка.

Для проведения эксперимента был выбран план 2-го порядка 3 × 3 (3 — три уровня обоих факторов).

Матрица плана 3 × 3 и результаты опытов приведены в таблице 1, где  $y_1, y_2, y_3$  и  $y_4$  — натуральные значения исследуемых характеристик, а  $x_1$  и  $x_2$  — кодированные уровни температуры отжига и скорости соударения. Кодирование уровней этих факторов проводили по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i \max} + \tilde{x}_{i \min})}{0,5(\tilde{x}_{i \max} - \tilde{x}_{i \min})}, \quad (1)$$

где  $x_i$  — кодированный уровень  $i$ -го фактора;  $\tilde{x}_i, \tilde{x}_{i \min}, \tilde{x}_{i \max}$  — натуральные значения текущего максимального и минимального уровней  $i$ -го фактора.

Обработку результатов проводили по методике [4]. Воспроизводимость (ошибка) опытов не превышала 5 % от среднего значения параметра.

После обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнений регрессии были получены следующие адекватные уравнения:

$$y_1 = 72,23 + 3,67x_1 - 7,5x_2 - x_1x_2 + 3,19x_2^2; \quad (2)$$

Матрица плана 3 × 3

N	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$x_1^2$	$x_2^2$	$y_1$	$y_2$	$y_3$	$y_4$
1	-	-	+	+	+	78	2,39	3,5	7,1
2	-	0	0	+	0	68	2,72	3,9	7,1
3	-	+	-	+	+	65	2,94	4,2	7,0
4	0	-	0	0	+	83	2,35	3,2	6,9
5	0	0	0	0	0	72	2,66	3,5	7,0
6	0	+	0	0	+	68	2,83	3,8	7,1
7	+	-	-	+	+	87	2,23	2,9	7,1
8	+	0	0	+	0	76	2,55	3,1	7,1
9	+	+	+	+	+	70	2,70	3,5	6,9
$\Sigma_1$	22	-45	-4	444	451	667	-	-	-
$\Sigma_2$	-0,57	1,5	-0,08	15,53	15,44	-	23,37	-	-
$\Sigma_3$	-2,1	1,9	-0,1	21,1	21,1	-	-	31,6	-
$\Sigma_4$	-0,1	-0,1	-0,1	42,3	42,1	-	-	-	63,3

$$y_2 = 2,66 - 0,1x_1 + 0,25x_2; \quad (3)$$

$$y_3 = 3,49 - 0,35x_1 + 0,32x_2; \quad (4)$$

$$y_4 = 7,03. \quad (5)$$

Из уравнений (2), (3) видно, что наибольшее влияние на величину медианного диаметра ( $y_1$ ) и насыпную плотность ( $y_2$ ) оказывает скорость соударения ( $x_2$ ), воздействие температуры отжига ( $x_1$ ) существенно меньше.

Для получения минимальной величины медианного диаметра ( $\hat{y}_1 = 64,25$  мкм) нужно отжечь порошок при температуре  $800^\circ\text{C}$  ( $x_1 = -1$ ), а скорость соударения взять равной  $160$  м/с ( $x_2 = +1$ ).

При этих условиях и насыпная плотность ( $y_2$ ) будет максимальной ( $\hat{y}_2 = 2,91$ ;  $\hat{y}_3 = 2,94$  г/см<sup>3</sup>).

На третий параметр (формуемость) оба параметра оказывают одинаковое влияние. Максимальная величина этой характеристики ( $y_3 = 4,2$  г/см<sup>3</sup>) будет также получена в условиях опыта № 3 ( $x_1 = -1$  и  $x_2 = +1$ ).

На уплотняемость ( $y_4$ ) оба фактора в указанных интервалах варьирования не оказывают влияния.

Такое поведение восстановленного порошка можно объяснить пористой структурой и формой частиц порошка [5].

С повышением температуры отжига ( $x_1$ ) прочность спеков возрастает и насыпная плотность при одинаковых условиях размолла снижается. В то же время с увеличением скорости соударения частицы уплотняются, контуры их скругляются и возрастает насыпная плотность.

По тем же причинам с повышением скорости соударения улучшается и текучесть порошка.

Чем выше развиты внешние контуры и пористая структура частиц, тем сильнее сцепление между частицами спрессованных образцов и, следовательно, тем лучше формуемость порошка.

Отсутствие зависимости уплотняемости от температуры отжига и интенсивности помола можно объяснить преобладающим влиянием пластической деформации частиц порошка при уплотнении.

Представляет интерес выявление корреляционной связи между исследуемыми характеристиками восстановленного порошка. Для этого были рассчитаны коэффициенты парной корреляции между этими параметрами по формуле

$$r_{ij} = \frac{\sum_1^n \Delta y_i \Delta y_j}{\sqrt{\sum_1^n \Delta y_i^2 \sum_1^n \Delta y_j^2}} \quad (6)$$

Результаты расчета коэффициентов парной корреляции  $r_{1,2}$ ;  $r_{1,3}$ ;  $r_{2,3}$  приведены в таблице 2, из которой видно, что между характеристиками порошка существует тесная корреляционная связь, ибо табличное значение  $r_{кр} = 0,7977$  (при  $\alpha = 0,01$  и  $f = n - 2 = 7$ ).

Следовательно, связь между этими параметрами может быть выражена линейно-корреляционными уравнениями:

$$y_2 = 0,377 + 0,031y_1; \quad (7)$$

Таблица 2

Коэффициенты парной корреляции для восстановленного порошка

Параметры $y_j$	Медианный диаметр	Насыпная плотность	Формуемость
$y_1$	—	0,953	0,962
$y_2$	0,953	—	0,973
$y_3$	0,962	0,973	—

$$y_3 = 0,053y_1 - 0,43; \quad (8)$$

$$y_3 = 1,7y_2 - 0,92. \quad (9)$$

Пользуясь этими уравнениями, можно, зная одну из характеристик порошка, рассчитать две другие, что имеет практическое значение.

В следующей серии опытов была сделана попытка установить связь между теми же характеристиками и факторами для распыленного железного порошка. Для проведения эксперимента был выбран полнофакторный план первого порядка типа  $N = 2^2$  (двойка в степени означает число факторов ( $k = 2$ ), а в основании — число уровней факторов ( $x_i = \pm 1$ )).

Матрица плана и результаты опытов приведены в таблице 3;  $y_1, y_2, y_3$  и  $y_4$  — натуральные значения медианного диаметра; насыпной плотности; формуемости и уплотняемости, а  $x_1$  и  $x_2$  — кодированные уровни (верхний +1 и нижний -1) факторов (температура отжига 900 и 1100 °С; скорость соударения 80, 160 и 240 м/с).

В каждой строке матрицы опыты повторялись три раза ( $n = 3$ ).

Обработку результатов опытов проводили по известной методике [6]. В итоге были получены адекватные уравнения:

$$y_1 = 70 + 14,5x_1 - 7,5x_2; \quad (10)$$

$$y_2 = 3,24 - 0,21x_1 + 0,27x_2; \quad (11)$$

$$y_3 = 4,8 - 0,58x_1 + 0,53x_2; \quad (12)$$

$$y_4 = 6,38. \quad (13)$$

Эти уравнения качественно мало отличаются от уравнений (2)—(5) для восстановленного порошка — характер влияния исследуемых факторов (температуры отжига и скорости соударения) остался прежним. А вот роль факторов сильно изменилась: значительно увеличилась роль температуры отжига ( $x_1$ ), что привело к

Таблица 3

Матрица  $2 \times 2$

$N$	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$y_1$	$y_2$	$y_3$	$y_4$
1	-	-	+	61	3,15	4,8	6,4
2	+	-	-	34	2,79	3,7	6,4
3	-	+	-	50	3,75	5,9	6,3
4	+	+	+	75	3,27	4,7	6,4

Коэффициенты парной корреляции для распыленного порошка

Параметры $y_i$	Медианный диаметр	Насыпная плотность	Формуемость
$y_1$	—	0,97	0,97
$y_2$	0,97	—	0,98
$y_3$	0,97	0,98	—

существенному уменьшению медианного диаметра (в 1,3 раза); увеличению насыпной плотности (в 1,28 раза); формуемости (в 1,4 раза) и снижению уплотняемости (в 1,11 раза).

Сказанное можно объяснить различием структуры частиц порошка, получаемого методом распыления воздухом, у которых до отжига форма была сферической, а структура — плотной [5].

Частицы готового порошка резко отличаются от исходного, так как чаще всего представляют собой конгломерат, образующийся при отжиге.

Расчет коэффициентов парной корреляции между медианным диаметром, насыпной плотностью и формуемостью подтвердил их важную роль:  $r_{1,2} = 0,97$ ;  $r_{1,3} = 0,97$  и  $r_{2,3} = 0,98$  (таблица 4), что позволило получить корреляционные уравнения, устанавливающие связь между этими характеристиками:

$$y_2 = 1,82 + 0,021y_1; \quad (14)$$

$$y_3 = 1,7 + 0,044y_1; \quad (15)$$

$$y_3 = 2,09y_2 - 2,03. \quad (16)$$

Таким образом, методы планирования эксперимента и статистической обработки результатов дали возможность не только оптимизировать свойства железных порошков, но и установить тесную корреляционную связь между медианным диаметром частиц, насыпной плотностью и формуемостью.

Удалось также показать влияние формы и пористой структуры частиц восстановленного и распыленного железного порошка.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кононов М. И., Турецкий Я. М. Условия размола губки (спеков), полученной из железного порошка при восстановительном отжиге // Порошковая металлургия. — 1979. — Вып. 6. — С. 17—21.
2. Кононов М. И., Турецкий Я. М. Получение восстановленного порошка с заданными характеристиками // Порошковая металлургия. — 1979. — Вып. 7. — С. 90—95.

3. Кононов М. И., Турецкий Я. М. Получение распыленного воздухом железного порошка с заданными характеристиками // Порошковая металлургия. — 1979. — Вып. 8. — С. 8—12.

4. Вознесенский В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. — М.: Финансы и статистика, 1981. — 263 с.

5. Кононов М. И., Турецкий Я. М. Влияние формы и пористой структуры частиц железного порошка на его характеристики // Порошковая металлургия. — 1981. — Вып. 8. — С. 1—4.

6. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование экспериментов при поиске оптимальных условий. — М.: Наука, 1976.

УДК 669.018.95

Е. С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,  
Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БГПА)

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИАЛОНОВ

Наиболее важные критерии перспективного применения конструкционной керамики — высокая прочность ( $>1000$  МПа), повышенная надежность (модуль Вейбулла  $> 20$ ), трещиностойкость (достигается армированием керамики различными волокнами и нитевидными кристаллами) и сопротивление ползучести (достигается исключением межзеренных фаз, являющихся причиной вязкого течения керамики при повышенных температурах) [1—3]. Кроме этого, сиалон обладает совокупностью свойств, обеспечивающих высокое сопротивление воздействию шлаков, различных расплавов, термических ударов и других физико-механических нагрузок. Малое термическое расширение, высокие термостойкость, прочность и кислотоустойчивость обуславливают значительные возможности использования этого материала в различных конструкциях и устройствах [4]. Благодаря этим свойствам сиалонсодержащие огнеупоры находят применение в футеровке доменных печей и установок [5].

По сравнению с SiC сиалон обладает более высокими прочностью при изгибе, трещиностойкостью, стойкостью к термическим ударам. Отмечено [6], что получение сиалонов в огнеупорах, содержащих SiC, способствует повышению их прочностных свойств, особенно при высоких температурах.

Авторами [7] разработана технология сиалонсодержащих карбидокремниевых огнеупоров для футеровки шахт доменных печей. Исследованиями данной работы установлено, что сиалонсодержащие карбидокремниевые огнеупоры обладают высокой стойкостью к воздействию шлаков и рекомендуются для футеровки нижней части шахты, распара и заплочиков доменной печи. При испытании этих материалов в расплавленном чугуна отмечен небольшой износ: 0,006—0,02 г/(см<sup>2</sup> · ч). Потеря массы у них на 1—2 порядка меньше, чем у карбидокремниевых материалов со связкой из нитрида кремния, которые за 45 мин при 1500 °С теряют 0,9 % массы. Взаимодействие расплава чугуна со связкой из сиалона не обнаружено, лишь по краям отдельных зерен SiC наблюдается тонкая (до 300 мкм) каемка из FeSi. Проникновение чугуна в огнеупор также не наблюдалось.

Горячим прессованием при 1700 °С получена керамика из смесей порошков различных огнеупоров из Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, нитрида бора, стабилизированного 3,5 % CaO, диоксида циркония, глинозем-графита и магнезита, карбида кремния. Физические свойства огнеупорных материалов могут быть улучшены за счет добавления порошков сиалонов в исходную смесь. Однако анализ результатов по коррозионной стойкости свидетельствует о том, что для исследованных материалов введение сиалона нецелесообразно для огнеупоров, используемых в чугуно- и сталелитейном производстве. Основным препятствием является их высокая стоимость, поэтому преимущества, достигаемые при использовании огнеупоров с добавками сиалонов, должны оцениваться с точки зрения экономичности в каждом конкретном случае [8].

В зависимости от состава исходных материалов в системе Si—Al—O—N кроме сиалона образуются другие соединения (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, Si<sub>2</sub>ON<sub>2</sub>, AlN), которые также обладают высокой устойчивостью к воздействию восстановительных газов, щелочей и шлаков. Кислотоустойчивость клинкера горячего прессования, как видно из рис. 1, повышается вместе с увеличением доли Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для получения только β'-фазы, не содержащей X-фазы, целесообразно добавлять AlN. В этом случае при избытке нитрида алюминия могут возникать его различные модификационные соединения, которые получают в большом количестве при добавках алюминия в кремнезем и вулканический пепел при последующем нагреве в среде азота [9], что позволяет существенно повысить свойства этих материалов.

β'-сиалон, полученный методом шликерного литья, также может быть использован для изготовления огнеупорных изделий.

В данном случае максимальные значения прочности при изгибе 660 МПа, вязкость разрушения 5,7 МПа · м<sup>0.5</sup> и линейный ко-



эффицент термического расширения  $3,4 \cdot 10^{-6} T^{-1}$  имела керамика с  $z = 0,5$  [10].

Для уменьшения трещин в крупногабаритных изделиях при формовании и обжиге в керамику на основе SiAlON предложено вводить 0,1–10 % глинистых минералов, например каолинита, накрита и диккита; минералы увеличивают пластичность смеси. При формовании благодаря пластичности смеси уменьшается образование трещин. Эти добавки также способствуют уменьшению трещинообразования при обжиге [11].

Возможно использование сиалонов в качестве абразивных материалов, например для обработки цветных металлов и сплавов [12]. Метод горячего прессования позволяет синтезировать  $\beta$ -сиалоны, абразивная способность которых сравнима со свойствами

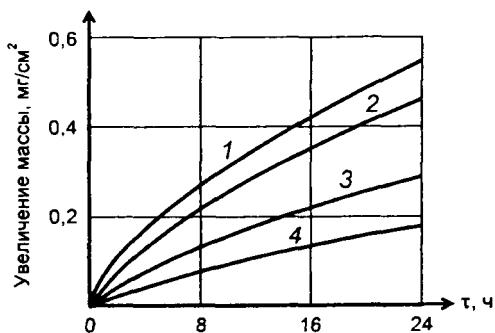


Рис. 1. Зависимость между временем окисления сиалона и количеством добавок  $Al_2O_3$ , вводимых в поток кислорода при  $1370^\circ C$  и давлении 0,1 МПа, % (по массе)

Таблица 1

Абразивная способность  $\Delta\beta'$ -сиалонов, синтезированных методом горячего прессования, и некоторых других абразивных материалов [13]

Материал	Размер фракции, мкм	$\Delta$ , г
Сиалон: $z = 4,0$	100–160	0,035
	63–100	0,025
$z = 3,0$	100–160	0,024
	63–100	0,019
$z = 1,5$	100–160	0,035
	63–100	0,030
$z = 0,5$	100–160	0,007
	63–100	0,005
Зеленый карбид кремния*	100–160	0,061
Зеленый электрокорунд ЭБ-10*	100–160	0,040
Карбонитрид титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ **	100–160	0,030

\* Плавленные зерна

\*\* Конгломерат

образцов на основе тугоплавких соединений. В таблице 1 [13] показана абразивная способность  $\Delta\beta'$ -сиалонов и некоторых других абразивных материалов. С ростом  $z$  ( $0,5 < z < 4,0$ ) абразивные свойства сиалонов уменьшаются, но путем подбора смесей исходных шихт и режимов синтеза их можно менять.

Обладающий высокими механическими свойствами композиционный материал из  $\alpha$ - и  $\beta$ -сиалонов показал высокую стойкость к эрозии при обработке частицами SiC и  $Al_2O_3$  по сравнению с другими керамическими материалами. Микротвердость и вязкость разрушения композиционного материала составили соответственно 23 ГПа и  $7,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$  [14].

Далее, о влиянии различных сред на износ сиалоновых материалов. В работе [15] исследовано влияние воды на износ керамических изделий из  $Al_2O_3$ , SiC, сиалона и  $ZrO_2$  (в том числе стабилизированного (ЧСДЦ)). Авторами отмечено, что скорости износа всех видов керамики заметно ниже на воздухе, чем в жидкости (в воде и ди-2 этилгексилсебанате); на воздухе поверхности этих материалов защищены тройным слоем загрязнений и остатков органических веществ, но в жидкости формирование такого слоя не происходит. Следует отметить, что скорости износа всех упомянутых выше керамических материалов в воде ниже, чем в сложном диэфире, а добавление воды к диэфиру уменьшает скорости износа  $Al_2O_3$ , SiC и сиалоновой керамики (вследствие трибохимических реакций).

Существуют и другие области применения сиалоновой керамики. Так, авторами [16] предложена электропроводная сиалоновая керамика с высокой прочностью при изгибе и способностью к обработке электрическим разрядом. Порошки силицидов Ti и Zr в определенном соотношении смешивают с порошками  $Si_3N_4$ ,  $Al_2O_3$  и AlN. Полученную массу формуют и обжигают в течение 1 ч при  $(1600 \pm 50)^\circ\text{C}$  при нормальном или повышенном давлении в среде азота, а затем 2 ч при  $1700\text{—}1840^\circ\text{C}$ . Из полученной керамики изготавливали фильеры для протяжки проволоки.

Реакционное спекание в среде азота позволяет получить конструкционную керамику на основе сиалонов с прочностью при изгибе 1500 МПа при  $20^\circ\text{C}$  и 1235 МПа при  $1200^\circ\text{C}$  [17].

Из порошка, полученного из суспензии  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  в растворе изопропилата алюминия, изготовлена методом горячего прессования керамика на основе  $\beta$ -сиалона с прочностью при изгибе  $810\text{—}970 \text{ МПа}$  при  $20^\circ\text{C}$  [18].

После отжига дефектов ( $1200^\circ\text{C}$ ; 1 ч; воздух), появляющихся в результате механической обработки, прочность повышалась до  $1300\text{—}1600 \text{ МПа}$ .

Из  $\beta$ -сиалона состава  $\text{Si}_z\text{Al}_6\text{O}_8\text{N}_8$  (где  $1 \leq z \leq 4,2$ ) получена прозрачная керамика с применением горячего прессования (1500—1850 °С; 1—1000 МПа; азот; выдержка до 20 ч) [19]. В интервале длин волн 3—5 мкм при толщине образца 0,6 мм светопропускание составляло ~50 %.

Важным направлением применения конструкционных керамических материалов является создание теплонапряженных элементов и узлов газотурбинных двигателей (ГТД) и двигателей внутреннего сгорания (ДВС) [20].

Использование керамических деталей в ГТД дает возможность повысить на 10—30 % удельный расход топлива, сократить потребление дефицитных дорогостоящих металлов (никеля, кобальта, вольфрама и др.), применять низкосортные виды топлива. Это вызвано тем, что керамика за счет хорошей огнеупорности позволяет значительно повысить температуру газа на входе в турбину без охлаждения, в то время как суперсплавы выдерживают температуру не выше 1000—1050 °С [21].

К числу деталей, изготовление которых из керамики наиболее перспективно, относятся роторы турбокомпрессоров, форкамеры, поршни, гильзы цилиндров, вихревые камеры сгорания, детали клапанов, подшипники и т. д. [22].

Преимущество керамических роторов перед металлическими в турбокомпрессорах дизельных двигателей заключается в следующем:

- меньшая инерционность и лучшая приемистость при низких скоростях;

- меньшая толщина стенки корпуса турбокомпрессора в связи со снижением массы вращающегося ротора;

- сокращение расхода дефицитных металлов (хрома, никеля, молибдена);

- более высокая температура применения;

- потенциальное сокращение стоимости при массовом производстве.

Наилучшие результаты по сравнению с  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}$  и частично стабилизированным  $\text{ZrO}_2$  и нержавеющей сталью 21—2N при динамометрических испытаниях и в легковых автомобилях показали клапаны двигателей внутреннего сгорания, изготовленные из сиалоновых материалов VMS—653. Они имеют меньший износ, повышенные динамические характеристики, что позволяет увеличить мощность двигателей внутреннего сгорания [23].

По прочности керамика на основе сиалонов, как правило, уступает керамике на основе нитрида кремния на 15—20 %, но почти на порядок превосходит ее по стойкости к окислению при

1400 °С. Имея более низкую теплопроводность, керамика на основе сиалонов обладает лучшей теплоизолирующей способностью по сравнению с керамикой на основе нитрида кремния. Поэтому она является наиболее подходящим материалом для адиабатических двигателей.

Детали дизельного двигателя из сиалоновой керамики имели износ меньше 1 мкм после 60 тыс. км пробега [24]. Наконечники сварочных аппаратов из сиалона выдерживают более 5 млн операций без видимых признаков износа.

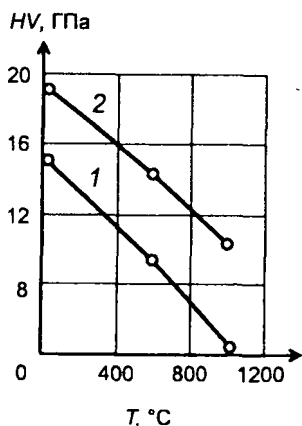
Спеченный  $\beta$ -сиалон [25] плотностью 3,23 г/см<sup>3</sup>, прочностью при изгибе 900 МПа при  $\sim 20$  °С и 600 МПа при 1200 °С и трещиностойкостью 5,8 МПа · м<sup>0,5</sup> используется в автомобильных двигателях, газовых турбинах, прижимных роликах, режущем инструменте, а также в устройствах, контактирующих с расплавленным металлом. После 50 ч выдержки при 1300 °С увеличение массы изделий составляет 0,5 мг/см<sup>2</sup>.

Перспективен для изготовления деталей тепловых двигателей двухфазный керамический материал  $\beta'$ -сиалон-алюмоиттриевый гранат с общей формулой  $Y_3Al_{5z}Si_7O_{12z}N_4$ , где  $z \approx 4$ , и температурой образования стеклофазы  $\sim 1650$  °С [26].

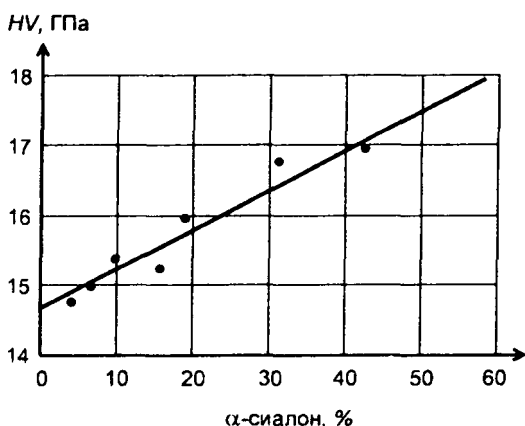
Матрицы на основе сиалона предлагают дисперсно армировать 5—50 об. % нитрида ниобия [27]. Образцы, полученные методом горячего прессования, имели прочность при изгибе 400—700 МПа и  $K_{Ic} = 10—17$  МПа · м<sup>0,5</sup>, которые мало изменялись от 20 до 1500 °С. Ротор из этой керамики проработал при температуре газов от 1300 до 1500 °С в течение 1000 ч без видимых изменений при скорости 30 тыс. об/мин.

Высокотемпературные свойства сиалоновой керамики, применяемой для высокотемпературных двигателей, могут быть улучшены путем кристаллизации стеклофазы. В зависимости от состава продуктами кристаллизации могут стать  $Y_2Si_2O_7$  или  $Y_3Al_5O_{12}$  (алюмоиттриевый гранат); в последнем случае содержание стеклофазы уменьшается до минимума. Рекристаллизованная сиалоновая керамика вплоть до 1200 °С сохраняет прочность (400 МПа) неизменной; даже при 1400 °С материал имеет 75 % от прочности при  $\sim 20$  °С [28].

Как отмечалось, сиалоновые фазы допускают замещение более половины атомов Si и N атомами Al и O с сохранением кристаллической решетки  $\beta$ -нитрида кремния, что может быть использовано для управления свойствами при создании инструментальной керамики. Как правило, сиалон имеет физические свойства, сходные с нитридом кремния, в частности низкий КТЛР.  $\beta'$ -фаза с  $z = 3$  имеет



**Рис. 2.** Изменение твердости  $HV$  при повышении температуры для  $\beta$ -сиалона (1) и композиции 50 %  $\alpha$ - и 50 %  $\beta$ -сиалона (2)



**Рис. 3.** Зависимость твердости  $HV$  от состава композиции  $\alpha$ - и  $\beta$ -сиалона

КТЛР  $2,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , в то время как  $\beta$ -нитрид кремния  $-3,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . При этом химические свойства меняются в сторону оксида алюминия [29].

В настоящее время внимание исследователей нацелено на использование  $\alpha$ -сиалоновых материалов для режущей керамики, имеющих более высокие твердость и прочность при повышенных температурах по сравнению с материалами на основе  $\beta$ -сиалонов (рис. 2, 3) [30].

$\alpha$ - и  $\beta$ -сиалоны идеально совмещаются друг с другом, и их композиции могут быть изготовлены с различным соотношением из соответствующих смесей оксидных и нитридных порошков [31, 32].

Перспективы использования композиций  $\alpha$ - и  $\beta$ -сиалонов в качестве инструментального материала связаны с тем, что такие материалы характеризуются повышенной твердостью при равной с  $\beta$ -сиалонном прочности и эта разница сохраняется до высоких температур.

Дальнейшее исследование этого класса материалов позволит обеспечить получение такого исходного состава, который в начальный момент спекания обладает высокой пластичностью, позволяющей проводить уплотнение без внешнего давления только за счет капиллярных сил, и в то же время после прохождения всех реакций образуется материал, обеспечивающий минимальную деформируемость до температур, сопоставимых с температурами спекания.

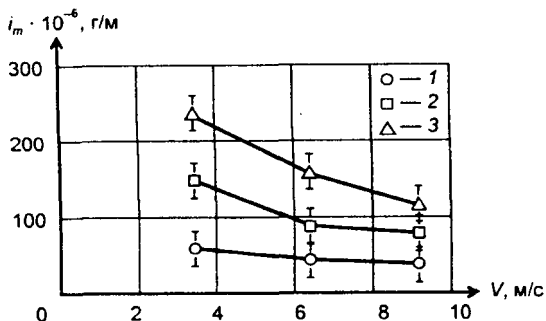


Рис. 4. Приведенный массовый износ  $i_m$  сиалона в контакте с чугуном в зависимости от скорости скольжения  $v$  при нагрузке: 1 — 710 Н; 2 — 1200 Н; 3 — 1600 Н

Во всем мире интенсивно изучается поведение керамики в парах трения с керамикой и металлами. Исследования контактной выносливости стальных и керамических головок клапанов двигателей внутреннего сгорания в месте контакта с толкателем показали, что головки из керамики на основе сиалона не повредились даже после 1000 ч испытаний, в то время как на поверхности стали образовывались микропиттинги глубиной до 20 мкм, а на поверхности керамики из частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСДЦ) — 5 мкм после 400 ч испытаний [33].

Отличную износостойкость в сочетании с низким коэффициентом трения в отсутствие антифрикционных присадок к маслу показали толкатели из сиалона в узле сопряжения кулачкового вала с толкателем в двигателях внутреннего сгорания. В толкателях из ЧСДЦ происходило образование ямок, которые увеличивали трение и износ [34].

Влияние условий трения (скорость, нагрузка) на величину и вид износа было исследовано на примере керамики Si—Al—O—N (два блока) в контакте с чугуном (диск) [35].

Результаты, показанные на рис. 4, свидетельствуют о том, что чем выше нагрузка, тем выше скорость износа. Причем с увеличением скорости трения износ уменьшается до некоторого предела, а потом этот эффект исчезает, комбинированное влияние на износ нагрузки и скорости можно объяснить изменением соотношения механизмов изнашивания: хрупкого разрушения и пластической деформации, доля которых в общем балансе изменяется с изменением условий эксплуатации.

Так, фрикционный нагрев, увеличивающийся с повышением скорости, должен увеличить долю пластической деформации, а

повышение нагрузки — вероятность хрупкого растрескивания материала. Соотношение механизмов изнашивания тем очевидней, чем выше контактная нагрузка. Наблюдаемый порог влияния скорости связан, вероятно, с тем, что после него механизм пластической деформации становится доминирующим и материал как бы размазывается по дорожке трения.

Наиболее эффективным, хотя и наиболее дорогостоящим и технологически сложным является армирование керамики керамическими волокнами или нитевидными кристаллами. Углеродное волокно повышает работу разрушения керамики на основе нитрида кремния, в том числе сиалонов, в 250 раз, а вязкость разрушения — примерно в 4 раза.

Перспективна разработка в области инструментальных материалов — упрочнения материалов монокристалльными волокнами («усами») карбида кремния. Оценки разных работ [36, 37] указывают на важную роль образования мостиков между противоположными берегами трещины. Возможно также рассеяние энергии при выдергивании волокон из матрицы и отклонение трещин. Кроме того, введение «усов» потенциально способно значительно улучшить высокотемпературную прочность керамики.

Армированные инструментальные материалы обладают износостойкостью керамики, прочностью и термостойкостью твердых сплавов. Волокна служат для рассеивания механической ударной нагрузки и снижения термической за счет повышения теплопроводности.

Трещино- и износостойкий керамический инструментальный материал, разработанный [38], включает 5—45 % нитевидных кристаллов SiC, 3—20 % (в пересчете на Zr) соединения Zr, остальное  $\beta$ -сиалон ( $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_2\text{N}_{6-z}$ , где  $0 < z \leq 1$ ), содержащий Zr, Si, Al, O, N, а также примеси Y, Mg, Ca и PЗЭ. Предусмотрено нанесение на данный материал покрытия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  толщиной 0,1—5 мкм с промежуточным слоем толщиной меньше 3 мкм из AlN или AlON. Данный материал рекомендован для скоростной обработки резанием стали, чугуна, сплавов на основе никеля, алюминия, титана.

Сообщается о получении композиционного керамического материала с матрицей из сиалона, армированной нитевидными кристаллами SiC с  $K_{Ic} = 56 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$  [39].

Предлагаются и другие технологии получения армированных SiC, TiN, а также боридами сиалоновых материалов [40—46].

Авторами [47] предложен керамический материал на основе  $\alpha$ - и  $\beta$ -сиалонов, предназначенный для вкладышей режущих инструментов с высокими вязкостью разрушения и инертностью. Материал содержит межзеренную прослойку и необязательно инерт-

ную огнеупорную фазу. При этом предложенная керамика имеет поверхностный слой со значительным содержанием алюминия и кислорода.

Как известно [48], замена твердого сплава на нитрид кремния позволяет сократить время резания на 90 %, а общую стоимость обработки — на 84 % за счет увеличения скорости резания до 1000 м/мин. Однако существенным недостатком этой керамики является низкая стойкость к окислению, что отсутствует у сиалонов. Резцы из сиалонов ( $\sigma_{изг} \geq 900$  МПа, НРС 89–91) имеют низкий износ и хорошие характеристики при резании стали по сравнению с резцами из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Твердость сиалонов можно повысить до НРС 93 путем изготовления их из смеси  $\alpha$ - и  $\beta$ -сиалонов, дисперсионно упрочненной боридами [46].

Сиалоновая керамика ( $\alpha + \beta$ ), разработанная совместно фирмами «Shinagawa Refractories Co., Ltd.», «Research Development Corp. of Japan» и Национальным институтом исследования неорганических материалов, используется для изготовления режущих инструментов, роликов, горелок, лопаток, матриц для экструзии и волочения, установок для выплавки металлов [49]. Состав керамики  $\text{Me}_x(\text{Si}, \text{Al})_{12}(\text{O}, \text{N})_{16}$ , где  $x = 0-2$ . Если  $\text{Me}$  — это  $\text{Y}$ , то  $x = 0,2-0,3$ . Керамика имеет плотность 3,22 г/см<sup>3</sup>, прочность при изгибе 900–1200 кПа, модуль упругости  $3,1 \cdot 10^5$  кПа, ТКЛР —  $3,2-3,4 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$ , трещиностойкость 6,3–8,0 МН/м<sup>3/2</sup>.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Wilczewska Teresa, Smolik Halina.* Siалony — tworzywa z grupy ceramiki specjalnej // Mater. Ogniotr. — 1989. — Vol. 41, № 4. — P. 90–93.
2. *Brook R. J.* The potential and problems of engineering ceramics (abstract) // High temperature Alloys: Their Exploitable Potential: Proc. Petten. Int. Conf., 15–17 Oct. 1985. — London; New York, 1987. — P. 503–505.
3. *Drew R. A. L.* Silicon nitride and sialon ceramics — a review // Can. Met. Quart. — 1988. — Vol. 27, № 1. — P. 59–64.
4. Сиалонсодержащий материал на основе овручского кварцита, алюминиевой пудры и кокса / Н. В. Питак, Р. М. Федорук, Р. М. Хмеленко и др. // Огнеупоры. — № 6. — 1992. — С. 5–6.
5. *Keran Corley L., Brown Roy W.* World report on silicon carbide blast furnace refractories // Iron and Steel Eng. — 1987. — Vol. 64, № 12. — P. 35–42.
6. *Morrison F. C. R., Maher P. P., Hendry A.* In-situ formation of sialons in refractories containing silicon carbide // Trans. And J. Brit. Ceram. Soc. — 1989. — Vol. 88, № 5. — P. 157–161.
7. Сиалонсодержащие карбидокремниевые огнеупоры / Н. В. Питак, Р. М. Федорук, Р. М. Хмеленко и др. // Огнеупоры. — 1992. — № 5. — С. 6–8.



8. *Ferguson P., Fletcher F. J., Taylor R. J., While S. I.* Research and development into high performance refractory materials incorporating sialon ceramics, and sialon ceramic coatings // *Technical Ceramics: Proc. Final Contractors Meet. Res. Area «Techn. Ceram.»*, Commiss. Eur. Commun., Directorate — Gen. Sci., Res. and Dev., Brussels, 9—11 Dec., 1986. — London; New York, 1988. — P. 43—50.

9. Огнеупоры и их применение / Под ред. Я. Инамуры — М.: Metallurgy, 1984. — 418 с.

10. *Suzuki Suguru, Nasu Takakuni, Hayama Seiji.* Ozawa masakumi mechanical and thermal properties of  $\beta$ -sialon prepared by slip casting method // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1986. — Vol. 79, № 6. — P. 1685—1688.

11. Заявка 1249649 Японии, МКИ<sup>4</sup> С 04 В35/00/Саяно Акио, Нумадзири Юити; К. К. Тосиба. — N 63—74712; Заявл. 30.03.88; Опубл. 04.10.89 // Кокай токк кохо. Сер. 3(1). 1989. — 64. — С. 261—265.

12. Абразивная способность  $\beta$ -сиалонов, синтезированных методом горячего прессования / Г. П. Швейкин, Ю. А. Смольников, Т. А. Тимошук и др. // *Огнеупоры и техническая керамика.* — 1999. — № 5. — С. 20—22.

13. *Швейкин Г. П.* Карботермическая переработка лейкоксена Ягерского нефтетитанового месторождения // Проблемы создания специальных видов керамики на основе природного сырья. — Сыктывкар: Изд-во Коми НЦ УрО РАН, 1994. — С. 13—19.

14. *Wada Shigetaka, Watanabe Haoyoshi, Ukyo Yoshio* // Фунтай оёби фуммацу яким. *J. Jap. Soc. Powder and Powder Met.* — 1990. — Vol. 37, № 7. — P. 1074—1077.

15. *Lancaster J. K., Mashal V. A.-H., Atrins A. G.* The role of water in the wear of ceramics // *J. Phys. D.* 1992. — Vol. 25, № 1A. — P. A205 — A211.

16. Заявка 2157169 Японии, МКИ<sup>5</sup> С04 И 35/58, В21 С 3/02 / Накано Такэхито, Идэ Хидэо, Носэ Тэцуро, Мацубаяси Сигэхару; Син. Ниппон Сэйтэцу к. к. — № 63-309823; Заявл. 09.12.88; Опубл. 15.06.90 // Кокай токк кохо. Сер. 3(1). — 1990. — 36. — С. 391—395.

17. *Sorrel G. G.* // *J. of the Australian Ceramic Society.* — 1983. — 19. — № 2. — P. 48—67.

18. *Kishi Kazushi, Umabayashi Seiki, Tani Eiji, Kobayashi Kazuo, Nakamura Hiroshi.* Некоторые свойства  $\beta$ -сиалона и композита  $\beta$ -сиалон—SiC, отожженных под высоким давлением // *J. Ceram. Soc. of Japan.* — 1987. — Vol. 95, № 4. — P. 450—452.

19. Пат. 4438051 США, МКИ С04 В35/58, НКИ 264/12. Process for producing a translucent  $\beta$ -sialon sintered product / National Institute for Researches of Inorganic Materials / Mitomo M., Moriyoshi Y., Sakai T. a. a. № 387779. Заявл. 14.06.82. Опубл. 20.03.84.

20. *Godfrey D. J.* The use of ceramics in diesel engines // *Nitrogen Ceramics: Proc. NATO Adv. Study Inst., Canterbury, 1976.* — Nordhoff—Leyden, 1977. — P. 647—652.

21. *Келин Ю. И.* Керамика в двигателестроении // *Огнеупоры.* — 1992. — № 4. — С. 34—35.

22. *Mitomo Matoru, Tajuma Yo.* Sintering, properties and applications of silicon nitride and sialon ceramics // *ниппон сэрамиккусу кэкай гакудзюцу ромбунси* // *J. Ceram. Soc. Jap.* — 1991. — Vol. 99, № 10. — P. 1014—1025.

23. *Wills Roger R., Southam Robert E.* Ceramic engine valves // J. Amer. Ceram. Soc. — 1989. — Vol. 72, № 7. — P. 1261—1264.
24. *Perry J.* Ceramics as everyday engineering components // Refractories Journal. — 1985. — № 6. — P. 6—9.
25. Sintered  $\beta$ -sialon // Techno Jap. — 1989. — Vol. 22, № 5. — P. 105.
26. *Spacle C. J., Jameel N. S., Thompson D. P.* The fabrication of two phase  $\beta'$ -sialon — YAG ceramics // Ceram. Compon. Engines: Proc. 1-st Int. Symp., Hakone, Oct. 17—19, 1983. — London; New York, 1986. — P. 343—349.
27. Заявка 60-33263 Японии, МКИ C04B 35/56.35/58. Керамический конструкционный материал. К. к. Хитати сэйсакус // Т. Миси, Ю. Такэда, К. Нагаяма и др. 58-137710; Заявл. 29.07.83; Оpubл. 20.02.85.
28. Sialon ceramics for high temperature engines; an illustration of grain boundary engineering / Butler E., Lumby R. J., Szweida A., Lewis M. N. // Ceram. Compon. Engines: Proc. 1-st Int. Symp., Hakone, Oct. 17—19.1983. — London; New York, 1986. — P. 159—169.
29. *Lumby R. J., North b., and Taylor A. J.* // Ceramics for High—Performance Applications: II / Ed. by J. Burke, E. Lenoe, and R. N. Katz. — Brook-Hill, Chestnut Hill, Mass. — 1978. — P. 893—906.
30. Керамические инструментальные материалы / Г. Г. Гнесин, И. И. Осипова, Г. Д. Ронталь и др.; Под ред. Г. Г. Гнесина. — Киев: Техника, 1991. — 338 с.
31. *Cao G. Z., Metselaar R.*  $\alpha$ -sialon ceramics // Klei/Glas/Keram. — 1988. — Vol. 9, № 7. — P. 186.
32. Пат. 5413972 США, МКИ<sup>6</sup> C04 B35/58. Sialon composites and method of preparing the same Hwang Chinman J., Beaman Donald R., Susnitsky David W.; The Dow Chemical Co. — № 178377; Заявл. 23.12.93; Оpubл. 09.05.95; НКИ 501/98.
33. *Asnani M., Southam R. E., Wills R. R.* / SAE Technical Paper Series. — 1987, № 870419. — P. 1—9.
34. *Benson J., Eyre T. S.* The use of ceramic finger followers in O. H. C. systems // British Ceramic Proceedings. — 1986. — № 37. — P. 303—326.
35. *Conway J. C., Panborn R. N., Cohen P. H. et al.* Dry sliding wear behavior of an Si—Al—O—N ceramics // Wear. — 1988. — Vol. 126, № 1. — P. 79—90.
36. *Dauchier M., Bernhart G., Bonnet C.* Properties of silicon carbide Based-ceramic composites // 30<sup>th</sup> Nat. CAMPE Symp. And Exhib., Anaheim, Calif., March 19—21, 1985. — Vol. 30. Covina. Calif. — 1985. — P. 1519—1525.
37. Пат. 4816428 США, МКИ<sup>4</sup> C 04 B35/58. Process for producing high strength  $\beta$ -sialon-silicon carbide composite / Kishi Kazushi, Umebayashi Seiki, tani Eiji Kobayashi Kazuo; Agency of Industrial Science and Technology. — № 8024343; Приор. 14.02.85, № 6027828 (Япония): НКИ 501/89.
38. Заявка 63156701 Японии, МКИ<sup>4</sup> C 04 B 35/58 / Окуно Коясу, Ватанаба Сити; ниппон Токусю тог к. к. — № 61-291632; Заявл. 09.12.86; Оpubл. 29.06.88 / Кокай токк кохо. — Сер. 3(1). — 1988. — 33. — P. 475—482.
39. *Jack K. H.* Sialon tool materials // Towards Improved Performance tool Mater. Proc. Int. Conf., Teddington, 28—29 Apr. 1981, London, 1982. — P. 122—126.

40. Wang H., Cheng Y.-B., Muddle B. C., Cao L., Yen T. S. Microstructure and mechanical properties of nanoscale SiC/Ca  $\alpha$ -SiAlON composites // J. Mater. Sci. — 1997. — 32, № 12. — P. 3263—3269.
41. Заявка 375271 Япония, МКИ<sup>5</sup> С 04 И 35/58<sup>1</sup> / Циудо Якухиро, Йонэдзава Такэюки Цугэ Якихико; К. к. Тосиба. — <sup>11</sup> -329510. Заявл. 21.12.89; Опубли. 29.03.91 // Кокай токк кохо. Сер. 3(1). — 1991. — 16. — С. 433—440.
42. Пат. 4826791 США, МКИ<sup>4</sup> С 04 В 35/58 Silicon carbide — alpha prime sialon / Mehrotra Pankaj K., Peters Klaus— Markus, Swiokla Joyce L.; Kennametal Inc. — № 56096; Заявл. 29.05.87; Опубли. 02.05.89; НКИ 501/89.
43. Nordberg Lars-Olov.  $\alpha$ -sialon ceramics and Y- $\alpha$ -SiAlON composites; composition, microstructures and properties // Chem. commun.: Univ. Stockholm. — 1987. — № 2. — P. 1—124.
44. Li Quang, Cao Lian, Jiang Dayu, Zhang Cheng, Yan Dongshen. Preparation of  $\beta$ -SiAlON / nano-SiC composites // J. Mater. Sci. Lett. — 1977. — Vol. 16, № 19. — P. 1620—1621.
45. Ронталь Г. Д., Федосеев В. В., Шапиро Л. Д. и др. Области применения керамического лезвийного инструмента из силинита—Р // Новые сверхтвердые материалы: Прогрессивные технологии их применения: Тез. докл. Всесоюзн. конф., Киев, 9—12 сент. 1985 г. — Киев: Ин-т сверхтвердых материалов АН УССР, 1985. — С. 184—185.
46. Заявка 59-232970 Япония, МКИ С 04 В 35/58. Керамика на основе сialона с высокой износостойкостью. Мицубиси Киндзоку к. к. / К. Нисигаки, Т. Ясудзима, А. Танасэ и др. № 58-83783; Заявл. 13.05.83; Опубли. 27.12.84.
47. Пат. 4880755 США, МКИ<sup>4</sup> С 04 В 35/58 / Mehrotra Pankaj K., Swiokla Joyce L.; Kennametal Inc. — № 333716; Заявл. 03.04.89; Опубли. 14.11.89.
48. Blum S. L., Kalos Stephen H., Wachtman J. B. Cutting Tools, heat engine ceramics begin growth curve // Ceram. Industrie (USA). — 1985. — Vol. 125, № 7. — P. 22—24, 36.
49.  $\alpha + \beta$  type sialon ceramics // New Mater. Dev. Jap. 1987. — Tokyo, 1987. — P. 117—120.

УДК 669.714

А. М. МИХАЛЬЦОВ, канд. техн. наук (БГПА)

## ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ИЗ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА

Республика Беларусь располагает ограниченной сырьевой базой. В небольших количествах имеются железные и полиметаллические руды. Концентрация металлов в них невелика, и разработка месторождений экономически нецелесообразна. Вместе с тем на ряде производств образуются отходы, содержащие значительные количества железа, хрома и некоторых цветных металлов. Это

прежде всего металлургический передел (БМЗ) и нанесение защитных покрытий электрохимическим методом. В первом случае образуется около 40 тыс. т в год отходов, содержащих преимущественно оксиды железа, во втором — порядка 20 тыс. т обезвоженного до 80 % гальванического шлама, или около 4 тыс. т прокаленного шлама.

Наряду со шламами отработанные электролиты также представляют интерес для последующей переработки с целью извлечения из них ценных для металлургии компонентов. Сообщается [1, 2] о попытках использования гальванических шламов в металлургическом производстве. При этом, однако, рекомендуется разделять потоки гальванических сточных вод и производить их раздельную очистку с тем, чтобы получаемые отходы максимально отвечали требованиям металлургов [1].

Некоторые предприятия на протяжении ряда лет складировать образующиеся шламы в специальных хранилищах. Авторы [3] разработали технологию комплексной переработки одного из таких захоронений. Технология включает обезвоживание, сушку, брикетирование, упрочнение брикетов с одновременным извлечением цинка и последующее плавление. Цинк улавливается в виде оксида на 95—98 %. Плавка полученных брикетов производилась в дуговой печи вместе с восстановителем и флюсом. Отмечается, что степень извлечения железа, никеля, меди, марганца и хрома достигает 95—98 %.

Большая часть работ по утилизации гальванических шламов направлена не на извлечение ценных металлов, а на перевод их в связанном виде в компоненты строительных материалов и изделий (бетоны, кирпичи, глазурированные облицовочные плитки) [4, 5].

На территории Республики Беларусь существует около тысячи цехов, участков, отдельных установок, использующих электрохимические процессы нанесения покрытий. В результате их деятельности ежегодно образуется огромное количество промывных вод, которые зачастую без всякой обработки сбрасываются в канализацию или открытые водоемы. На крупных предприятиях, как правило, используются реагентные методы очистки, реже — электрокоагуляционные. В качестве основных материалов при реагентной очистке используют известь или ее аналоги, для солей цианидов — хлорную известь, например на МЗВТ, где образуется до 20 т обезвоженных (до 80 %) шламов в год. В настоящее время МЗВТ, завод узлов ЭВМ сдают свои шламы на утилизацию НПО «Электротекс». Насчитывается около 50 предприятий, заключивших договора с этим объединением и сдающих ему на переработку образующиеся шламы. Объем перерабатываемых НПО «Электро-

текс» шламов в настоящее время достигает 200 т в месяц. Здесь шламы применяются в качестве добавок при изготовлении кирпича, производстве керамики. Разработаны технологии использования шламов при получении керамзита, пигментов для глазурей отделочных плиток, сорбентов для извлечения органических веществ из сточных вод.

Вместе с тем некоторые предприятия, например ОАО «Минский приборостроительный завод», захоранивают шламы гальванического производства в специальном могильнике, другие складывают их на собственной территории на протяжении нескольких лет, однако больших запасов не создали.

Наряду с реагентными способами очистки сточных вод на одном из приборостроительных заводов используется электрокоагуляционный, более перспективный с точки зрения степени обезвреживания стоков. Составы шламов после различных способов очистки ряда предприятий г. Минска приведены в таблице 1.

Приведенные в таблице 1 составы шламов свидетельствуют о более высоком содержании элементов в шламах с электрокоагуляционным осаждением по сравнению с реагентным.

Существуют различные способы восстановления металлов из их соединений. Особый интерес представляет метод металлотермического восстановления. Авторы [6] предлагают использовать этот метод для извлечения металлов из гальванического шлама путем смешивания последнего (в виде гранул) с порошком алюминия. Вместе с тем известно [7], что для успешного протекания алюминотермической реакции необходимо использовать порошки оксидов и алюминия.

С целью проверки возможности получения сплава был использован шлам приборостроительного завода № 3 (таблица 1). Шлам просушивали, прокаливали при температуре 500 °С, измельчали и просеивали через сито с размером ячейки 0,63 мм. В экспериментах применяли алюминиевый порошок марки ПА4. Для оценки

Таблица 1

**Содержание компонентов в шламах гальваники  
при различных способах обезвреживания стоков**

Приборостроительный завод	Способ очистки	Содержание элементов в шламе, % (по массе)					
		Fe	Cu	Cr	Ni	Zn	S
№ 1	Реагентный	2,6	4,2	0,35	1,1	—	0,26
№ 2	То же	4,1	0,8	0,5	0,3	0,3	—
№ 3	Электрокоагуляция	22,0	8,8	2,7	2,3	4,3	—

возможности протекания реакции алюмотермического восстановления необходимо определить термичность шихты, полагая, что перечисленные в таблице 1 металлы находятся в виде оксидов:  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{NiO}$  и  $\text{ZnO}$ . Тогда процентное содержание оксидов в шламе будет следующим:  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ —31,4 %,  $\text{Cu}_2\text{O}$  — 9,9 %,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ —3,9 %,  $\text{NiO}$  — 2,9 %,  $\text{ZnO}$  — 5,5 %. Общее содержание оксидов составит 53,6 %. Расчеты, выполненные при данных условиях, показывают, что суммарная термичность шихты при условии, что остальные 46,4 % шлама инертны, составляет величину значительно меньше 2300 Дж/г, необходимую для самопроизвольного протекания реакции восстановления.

Реакцию металлотермического восстановления в данной ситуации можно осуществить двумя способами: предварительным подогревом шихты либо повышением ее термичности за счет введения более реакционных добавок.

В первой серии экспериментов производили подогрев шихты до температуры 300 °С. Затем на поверхность шихты засыпали стружку магния и поджигали ее. Реакция протекала достаточно активно. После охлаждения тигля в нем была обнаружена темно-серая шлаковая фаза с включениями в виде шариков диаметром 0,5—1,5 мм. По внешнему виду они напоминали металл, но через несколько часов рассыпались на еще более мелкие включения. Получить плотный однородный слиток в первой серии экспериментов не удалось.

В качестве реакционной добавки, повышающей термичность шихты, можно использовать окалину, образующуюся на БМЗ при получении проката. Кроме того, применение порошка алюминия для восстановления сплавов на основе железа с добавками хрома, меди, никеля с экономической точки зрения оправдано лишь при высоком процентном содержании последних. Поэтому вместо порошка алюминия целесообразнее использовать отсев алюминиевой стружки, т. е. самые мелкие ее фракции. Для этого был выполнен ряд экспериментов с алюминиевой стружкой и окалиной различных фракций. Установлено, что реакция успешно протекает, когда размер фракций окалины и стружки не превышает 0,63 мм. При соблюдении некоторых дополнительных условий протекает реакция с дисперсностью окалины 1 мм и менее при дисперсности стружки алюминия 0,63 мм и менее. Отличия в протекании реакций с порошком и со стружкой состоят в том, что во втором случае смесь труднее воспламеняется.

С учетом полученных результатов эксперименты по извлечению металлов из шламов гальваники выполнялись по следующей методике. К шихте для восстановления железа из окалины при

Химический состав образцов при различном содержании шлама в шихте

№ образца	Добавка шлама, % (по массе)	Содержание элементов, %		
		Cr	Ni	Cu
1	9	0,2	0,5	0,68
2	16	0,55	0,7	1,1
3	23	1,1	0,68	1,04
4	28	1,8	0,98	1,39
5	33	2,0	1,64	2,19

использовании в качестве восстановителя стружки алюминиевых сплавов добавляли разные количества шлама. Шлам приборостроительного завода № 3 предварительно прокаливался при 500 °С и размалывался до фракции 0,63 мм. Пропорционально количеству шлама в состав шихты вводили дополнительно алюминиевый порошок (0,6 г алюминия на 2 г шлама).

При добавках шлама до 33 % (по массе) реакция металлотермического восстановления протекает устойчиво с образованием компактных слитков. При дальнейшем увеличении добавок шлама компактный слиток не образуется.

Изменение химического состава образцов в зависимости от добавок шлама приведено в таблице 2.

С увеличением количества шлама в исходной шихте содержание хрома, никеля и меди в сплаве пропорционально возрастает. При небольших добавках лучше усваиваются медь и никель, хуже — хром, при значительных лучше усваивается хром.

Выполненные эксперименты свидетельствуют о том, что отходы производства, загрязняющие окружающую среду (окалина и шламы гальваники), а также используемая со сравнительно невысокой эффективностью мелкая алюминиевая стружка могут послужить исходным сырьем для получения безуглеродистых легированных сталей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Использование нейтрализованных шламов в металлургических производствах / E. Wallis // *Galvanotechnik*. — 1994. — № 3. — С. 899—902.

2. Пирометаллургическая переработка гальванических шламов — изучение распределения металлов / А. Bernardes // *Galvanotechnik*. — 1997. — 88, № 5. — С. 1646—1655.

3. Комплексная переработка существующих захоронений сложных промышленных отходов на примере полигона «Красный Бор» / И. В. Артишева, А. В. Бекренев, Б. А. Лавров и др. // 15-й Менделеевский съезд по общ. и прикл. химии. Минск, 24—29 мая 1993. Т. 1. — Мн., 1993. — С. 47—48.

4. Утилизация гальванических шламов в бетонах / И. В. Гиренко, Г. А. Кот // Науч.-техн. и соц.-экон. пробл. охраны окруж. среды: Труды участников 7-й науч.-техн. конф. — Н. Новгород, 1993. — С. 119—120.

5. *Разумов И. А.* Утилизация твердых отходов гальванического производства // Экол. пром. пр-ва. — 1993. — № 1. — С. 44—46.

6. Способ извлечения металлов из гальванического шлама: Пат. 180915 СССР, МКИ / В. М. Осипов, А. А. Тихонов: Белгеевский з-д ВАЗ. — 4943068/02; Заявл. 06.06.91; Опубл. 07.06.93. Бюл. № 21.

7. Аллюминотермия / Н. П. Ляшкевич, Ю. Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко, С. И. Лаппо. — М.: Металлургия, 1978. — 424 с.



# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

---

УДК 621.77

А. В. СТЕПАНЕНКО, докт. техн. наук,  
В. А. КОРОЛЬ, канд. техн. наук,  
В. А. ТОМИЛО (БГПА)

## ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БАЛКИ КАРТЕРА ВЕДУЩЕГО МОСТА ИЗ ТРУБЧАТОЙ ЗАГОТОВКИ

Основным потребителем черных и цветных металлов в настоящее время является автомобилестроение. Единственный путь увеличения объема производства и повышения качества выпускаемой продукции при ограниченных природных ресурсах — разработка новейших технологий, позволяющих максимально повысить ресурс машин, узлов и агрегатов при минимальной их металлоемкости. Балка картера — одна из наиболее металлоемких и нетехнологичных деталей современного автомобиля, от надежности, прочности и жесткости которой во многом зависит его работоспособность.

Ведущие мосты автомобилей и автопоездов различного назначения разнообразны по конструкции. В настоящее время наметилась устойчивая тенденция к сокращению использования неразъемных и разъемных кожухов мостов, расширилось применение мостов банджо. Последний представляет собой ведущий мост, у которого картер главной передачи является самостоятельным узлом, соединенным с цельной балкой ведущего моста крепежными деталями. Мосты банджо применяют практически на всех грузовых автомобилях (особенно грузоподъемностью 4 т и выше) и на некоторой части легковых. Кожухи полуосей мостов банджо, являясь составной частью цельной балки, имеют переменное сечение, увеличивающееся при приближении к месту установки картера главной передачи. Причем характер изменения поперечного сечения кожуха ведущего моста диктуется не только прочностью и жесткостью, но и конструкцией рамы и подвески.

Несмотря на то что в настоящее время наибольшее распространение получили штампованные мосты банджо (особенно для

большегрузных автомобилей), они имеют ряд недостатков. Основной — большое количество сварных швов. Особенно опасно для прочности изделия их перехлестывание. Как показала практика эксплуатации большегрузных автомобилей, до 70 % случаев преждевременного выхода из строя балок ведущих мостов происходит из-за разрушения в районе сварных швов. Кроме того, штамповарные мосты требуют громоздкого и дорогостоящего оборудования (КГШП, сварочные автоматы).

Наиболее перспективным направлением получения картера заднего моста считается технология изготовления картеров из трубы. Существует достаточно большое количество способов раздачи трубчатой заготовки преимущественно жидкими и эластичными средами [1—5]. Возможность изготовления картеров мостов банджо по этим технологиям подтверждена экспериментально, однако на практике пока не получила большого распространения. Это связано с серьезными требованиями к технике безопасности, герметичности узлов оборудования, с высокой стоимостью, низкой надежностью и сложностью эксплуатации установок высокого давления. Основным ограничением применения гидроштамповки является большая энергоемкость холодного формообразования при высокой степени деформации. Нагрев заготовки в данном случае исключен, так как эластичные и жидкостные среды сохраняют свою работоспособность до небольших температур и, кроме того, при непосредственном контакте заготовки с деформирующей средой (в частности, жидкостью) будет происходить интенсивный теплообмен, приводящий к охлаждению заготовки. Поэтому только очень ограниченное число способов нашло промышленное применение, причем преимущественно для автомобилей малой грузоподъемности.

В научно-исследовательской лаборатории обработки материалов давлением Белорусской государственной политехнической академии разработан способ получения картера заднего моста автомобиля МАЗ из трубчатой заготовки наружным диаметром 180 мм с толщиной стенки 12—14 мм. Раздача трубной заготовки составной оправкой осуществляется в штампе на механическом кривошипном прессе усилием 2500—6300 кН. Для штамповки используется трубчатая заготовка (рис. 1), в центральной части которой выполнены два овальных технологических отверстия с противоположных сторон. Отверстия в заготовке служат для удаления избытка металла в центральной части заготовки и позволяют устанавливать дополнительный деформирующий инструмент, обеспечивающий подпор кромок и направление течения металла в процессе деформирования.

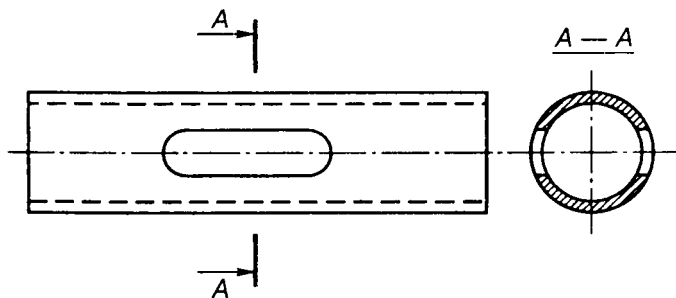


Рис. 1. Заготовка с центральным отверстием

Основное назначение деформирующих ножей — повышение пластичности металла путем приложения дополнительных сжимающих напряжений в сечениях заготовки, наиболее склонных к образованию трещин [6]. За счет изменения схемы напряженного состояния на кромках центрального отверстия возможности раздачи существенно повышаются, а опасность потери устойчивости заготовки, нагретой только в зоне деформации, полностью исключается.

Увеличение степени деформации в результате подпора кромок отверстия в заготовке можно оценить эмпирической зависимостью [7]

$$\epsilon_{\theta} = \epsilon_{\theta}^I (2,5 - 2D + 0,5D^2), \quad (1)$$

где  $\epsilon_{\theta}$  и  $\epsilon_{\theta}^I$  — предельная окружная деформация заготовки с подпором и без подпора кромок соответственно;  $D = \frac{\sigma_{\theta} + \sigma_m + \sigma_n}{\sigma_s}$  — коэффициент жесткости Смирнова—Аляева ( $\sigma_{\theta}$ ,  $\sigma_m$ ,  $\sigma_n$  — соответственно окружное, меридиональное и нормальное напряжения,  $\sigma_s$  — напряжение текучести).

Чтобы не допустить увеличения или уменьшения толщины стенки балки картера на кромках технологических отверстий, необходимо обеспечить условия:

$$\sigma_n = 0; \quad \sigma_{\text{под}} = \sigma_m = -\sigma_{\theta}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{\text{под}}$  — давление, обеспечиваемое дополнительными деформирующими ножами.

Совместное решение выражений (1) и (2) позволяет установить, насколько подпор торцов технологического отверстия уменьшает предельный коэффициент раздачи

$$K_p = R_0 / R_{кр},$$

где  $R_0$  — исходный радиус заготовки;  $R_{кр}$  — приведенный критический радиус, соответствующий началу появления трещин на кромках технологических отверстий.

Как показали численные расчеты и экспериментальные исследования, проведенные на свинцовых и стальных заготовках, подпор кромок центрального отверстия уменьшает предельный коэффициент раздачи минимум в 1,5 раза.

Балки картера ведущего моста автомобилей семейства МАЗ целесообразно получать за две операции штамповки — раздачу трубчатой заготовки и окончательную формовку — калибровку. Совмещение этих операций на одной установке привело бы к неоправданному усложнению конструкции последней. Обе операции можно производить на одноступенчатом оборудовании (листоштамповочный пресс), требующем незначительной переналадки при смене штамповой оснастки.

Штамп для раздачи (рис. 2) состоит из верхней и нижней плит 2, 16; двух пар ползушек 4, 9; многозвенной оправки, возвратных пружин 12, 13, 15; направляющих и клиньев 10, 14.

Заготовка представляет собой трубу 1 со сквозным пазом в центральной части, выполненным методом пробивки или фрезерования в виде вытянутой буквы *O*.

Заготовка нагревается только в центральной части — примерно 40—60 % общей длины. Оптимальным видом нагрева является индукционный.

Процесс получения балки картера осуществляется следующим образом. Нагретую заготовку помещают на консольно закрепленную оправку. Затем с помощью пневмоцилиндра поднимается запорная заслонка ползушки 6. Одновременно в паз заготовки помещается блок деформирующих ножей 3, закрепленных на плите нижнего выталкивателя, которая выполняет также роль опорной поверхности для нижних захватов 18 радиальных ползушек 9. Верхние захваты 19 запираются посредством подпружиненной плиты 16, подвешенной к ползуну. Затем в действие вступают четыре пары клиньев 10, 14, сообщающие поступательное движение радиальным и торцовым ползушкам, перемещающимся в направляющих 5, 17. В исходное положение ползушки возвращают пружинные механизмы 11.

Специфика оптимальной схемы нагружения требует перемещения одной пары ползушек по нелинейному закону. Однако это вызывает трудности с изготовлением и эксплуатацией оснастки. Принимая во внимание низкую надежность клинового механизма

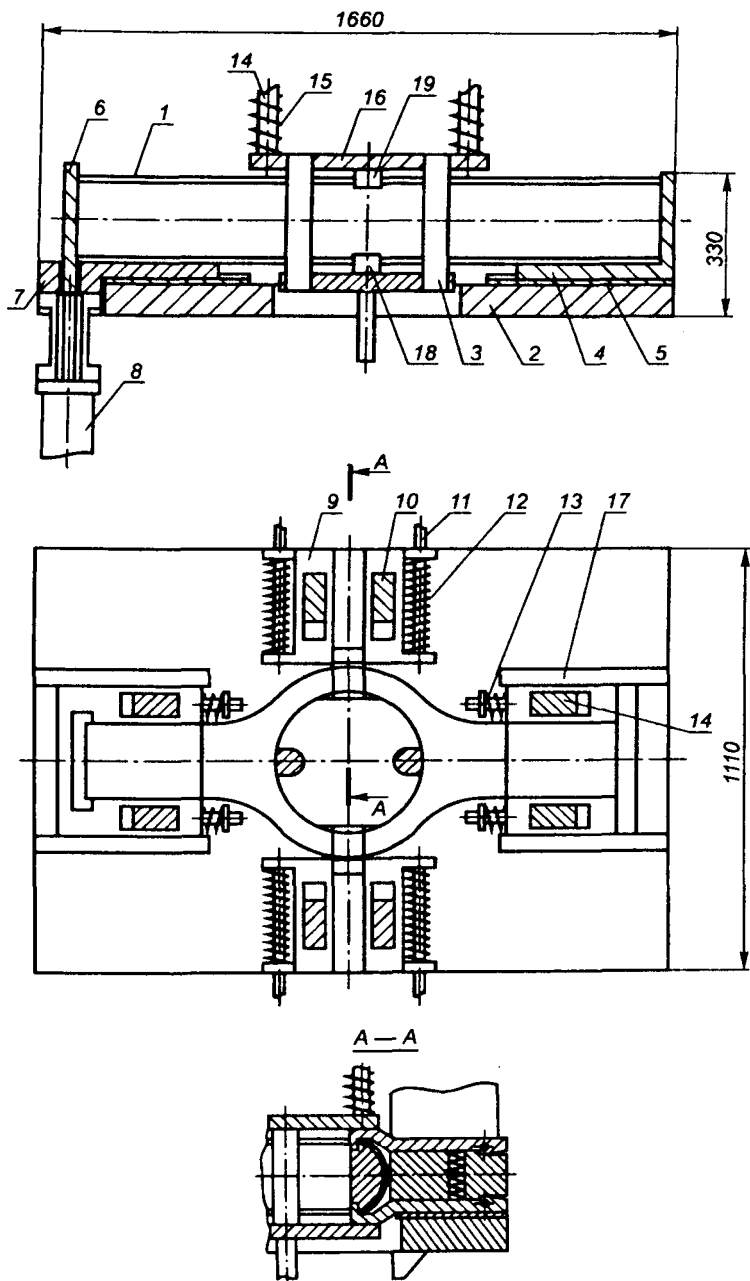


Рис. 2. Штамп для раздачи

с переменным профилем, целесообразно принять закон перемещения обеих пар ползушек линейным, но с разбежкой во времени. Сначала вступают в работу радиальные клинья, а затем — торцовые.

Во время загрузки заготовки в штамп и извлечения готового изделия из него оправка удерживается в вытянутом состоянии посредством пневмоцилиндра  $\delta$ , размещенного на кронштейне 7 на станине прессы.

Оправка представляет собой симметричный шестизвенник, имеющий скругленные наружные поверхности с радиусом, равным внутреннему радиусу исходной заготовки.

Торцовое поджатие служит для создания схемы наиболее благоприятного напряженного состояния, блок ножей — для направления течения металла в ветви банджо.

Получение коробчатого профиля банджо за одну операцию связано со значительными трудностями. Поэтому на первом этапе банджо формируют полукруглого сечения с радиусом, равным радиусу исходной заготовки. Непосредственно прямоугольный коробчатый профиль изготавливают на втором этапе в калибровочном штампе.

Разработанная установка обеспечивает получение картера заднего моста непосредственно раздачей трубы в штампе и позволяет повысить коэффициент использования металла, производительность процесса и снизить трудозатраты на изготовление продукции по сравнению с известными технологиями.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Исаченко Е. И.* Состояние и перспективы развития холодной и горячей штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. — 1972. — № 1. — С. 3—6.
2. Пат. 48-17981 Япония. Способ изготовления кожуха ведущей оси автомобиля. Оpubл. 02.06.73.
3. Пат. 61-27124 Япония. М. Кл. В21Д 22/10. Оpubл. 06.02.86.
4. А. с. 1292878 СССР. М. Кл. В21Д 41/00. Оpubл. в 1987. Бюл. № 8.
5. Пат. 61-7028 Япония. М. Кл. В21Д 39/20, В21Д 51/26. Оpubл. 13.01.86.
6. А. с. 1826246А1, В 21 D 41/02. Способ изготовления балки картера ведущего моста и устройство для его осуществления / А. В. Степаненко, Л. А. Исавич, В. А. Король, В. А. Томило.
7. *Чумандин А. С., Глазков В. И.* Предельные возможности получения равнотолщинных деталей раздачей трубчатых заготовок с подпором // Изв. вузов. Машиностроение.— 1984. — № 3.

## ОСОБЕННОСТИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ В РЕЖИМЕ БУКСОВАНИЯ ВАЛКОВ

Известно, что при прокатке с увеличением обжатия растет длина дуги контакта металла с валком, одновременно повышается контактное напряжение в очаге деформации, в связи с чем возрастает распорное усилие на валках; это приводит к увеличению зазора между валками из-за упругой деформации нагруженных элементов рабочей клетки [1]. Поэтому, когда исходная толщина прокатываемого материала колеблется в некотором интервале, величина обжатия тоже изменяется и меняется зазор между валками, что приводит к колебанию конечной толщины проката. Следовательно, неизбежно сохраняется технологическая наследственность продольной разнотолщинности.

Один из путей снижения наследственной разнотолщинности — в уменьшении абсолютных значений величины распорного усилия на валках, что при одной и той же жесткости рабочей клетки позволит существенно повысить ее выравнивающую способность. Для обеспечения этого разработан способ листовой прокатки в режиме буксования валков [2], который включает прокатку с передним и задним или только с задним натяжением в синхронно вращающихся валках. Согласно этому способу, окружную скорость валков задают большей, чем скорость металла на выходе из них:

$$v_B > v_2, \quad (1)$$

где  $v_2 = v_1 H/h$  ( $v_1$  — скорость металла на входе в валки;  $H$  и  $h$  — толщина металла соответственно до и после прокатки).

Из неравенства (1) следует, что в очаге деформации будет иметь место только зона отставания. Заднее натяжение при постоянном значении  $v_1$  в этом случае меняется автоматически изменением исходной толщины прокатываемого материала, поскольку при этом будут изменяться величина обжатия и значения контактных напряжений, а следовательно, и тянущее усилие валков. Величина переднего натяжения остается неизменной.

Величину заднего натяжения найдем, воспользовавшись уравнением для определения нормальных контактных напряжений на участке скольжения в зоне отставания [3], принимая в качестве граничных условий для отыскания постоянной интегрирования, что при  $x = l p_x = 2K\epsilon_0$ , где  $l$  — проекция длины дуги прокатки на

направление прокатки;  $K$  — постоянная пластичности;  $\xi_0$  — коэффициент заднего натяжения. Тогда

$$p_x = 2K \left[ \xi_0 + \frac{\Delta h h}{2f^2 l^2} \left( 1 - \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \right) \right] \times \\ \times \exp \left\{ \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \left[ \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} - \operatorname{arctg} \left( \frac{1}{l} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} x \right) \right] \right\} - \\ - \frac{K \Delta h h}{f^2 l^2} \left[ 1 - \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \operatorname{arctg} \left( \frac{1}{l} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} x \right) \right]. \quad (2)$$

Здесь  $f$  — коэффициент контактного трения;  $\Delta h$  — обжатие;  $x$  — текущее значение координаты очага деформации в направлении прокатки.

Отсюда при наличии переднего натяжения  $\xi_1$  найдем значение коэффициента заднего натяжения:

$$\xi_0 = \left( \xi_1 + \frac{\Delta h h}{2f^2 l^2} \right) \exp \left( \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \right) - \frac{\Delta h h}{f^2 l^2} \left( 1 - \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \right). \quad (3)$$

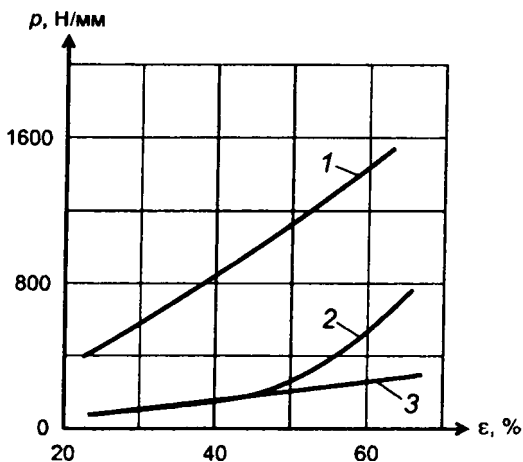
Анализ данного выражения показывает, что изменение коэффициента  $\xi_0$ , учитывающее влияние заднего натяжения, зависит при всех прочих неизменных параметрах от величины обжатия  $\Delta h$ .

Усилие прокатки (распорное усилие на валках), приходящееся на единицу ширины прокатываемого металла, определим, проинтегрировав уравнение (2) в пределах изменения функции. Тогда получим

$$\bar{p} = 2K \left\{ \left( l - l \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} - \frac{h}{2f} \right) \left[ \xi_0 + \frac{\Delta h h}{2f^2 l^2} \left( 1 - \frac{2fl}{\sqrt{\Delta h h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \right) \right] - \right. \\ \left. - \frac{\Delta h h}{2f^2 l^2} + \frac{h}{f} \left( \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h}} + \frac{1}{2} \ln \frac{h}{H} \right) \right\}. \quad (4)$$

На рис. 1 представлены рассчитанные по (4) графики изменения усилия прокатки, приходящегося на единицу ширины очага деформации, в зависимости от относительного обжатия при прокатке разными способами лент шириной 20 мм из стали 10 в валках диаметром 70 мм в отсутствие переднего натяжения, при коэффициенте контактного трения, равном 0,1, и зазоре между валками 0,05 мм.





**Рис. 1.** Зависимость единичного усилия прокатки от относительного обжатия:  
 1 — способ прокатки без натяжения; 2 — с задним натяжением  
 20 Н/мм<sup>2</sup>; 3 — в режиме буксования валков

Из сопоставительного анализа кривых 1, 2, 3 следует, что усилие прокатки при использовании способа в режиме буксования валков, например для относительной деформации 0,6, снижается по сравнению с прокаткой при наличии заднего натяжения более чем в два раза.

В таблице 1 приведены расчетные и экспериментальные значения конечной толщины при прокатке разными способами лент шириной 20 мм из стали 10 с различной толщиной. Параметры прокатки приняты прежними.

Из приведенных данных видно, что разность конечной толщины лент для разных исходных значений этого параметра при

*Таблица 1*

**Значения исходных и конечных толщин лент, прокатанных разными способами**

Исходная толщина лент, мм	Конечная толщина прокатанных лент, мм					
	Прокатка без натяжения		Прокатка с задним натяжением		Прокатка в режиме буксования валков	
	расчет	эксперимент	расчет	эксперимент	расчет	эксперимент
0,100	0,0590	0,063	0,0529	0,057	0,0518	0,055
0,120	0,0613	0,065	0,0548	0,058	0,0524	0,056
0,140	0,0632	0,068	0,0569	0,060	0,0528	0,056
0,160	0,0657	0,070	0,0586	0,062	0,0532	0,057

обычной прокатке составляет 0,007 мм, в случае прокатки с задним натяжением — 0,005 мм и в режиме буксования валков — 0,002 мм. Таким образом, способ прокатки в режиме буксования валков позволяет существенно уменьшать продольную разнотолщинность листовых материалов. Кроме того, при этом значительно снижается шероховатость поверхности прокатанных листов и лент. Так, при исходной шероховатости лент из стали 10, колеблющейся по параметру  $Ra$  от 1,00 до 0,63 мкм, и поверхности бочки валков около 0,63 мкм после прокатки обычным способом параметр шероховатости  $Ra$  составлял от 0,63 до 0,50 мкм, а в режиме буксования валков — от 0,160 до 0,125 мкм. Такое существенное различие в шероховатости объясняется эффектом сглаживания микронеровностей при интенсивном скольжении металла по валкам в режиме буксования.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Целиков А. И., Никитин Г. С., Рокотян С. Е. Теория продольной прокатки. — М.: Металлургия, 1980. — 315 с.
2. Пат. РФ № 2006298 С1. Способ прокатки полосы / Л. А. Исаевич, С. И. Борбух, Фань Куй, В. А. Хлебцевич. — Оpubл. в 1994. Бюл. № 2.
3. Исаевич Л. А., Фань Куй. Теоретическое исследование напряженного состояния при продольной прокатке // Весці АНБ. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 1994. — № 3. — С. 42—47.

УДК 621.77

А. Б. СТЕБЛОВ, докт. техн. наук (АП КЖИ № 214),  
Д. В. ЛЕНАРТОВИЧ (БГПА)

### РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ АРМАТУРЫ

При производстве железобетонных ненапряженных конструкций на АП КЖИ № 214 используется арматура класса А1, А400, А500С диаметром от 6 до 36 мм, основным поставщиком которой является Белорусский металлургический завод. Поставляемая арматура имеет высокие потребительские свойства и полностью удовлетворяет всем показателям качества. Следует заметить, что Белорусский металлургический завод очень редко производит арматуру диаметром 6 и 8 мм, тогда как спрос на нее в Беларуси составляет соответственно 7700 и 18 000 т в год. Заводы железобе-

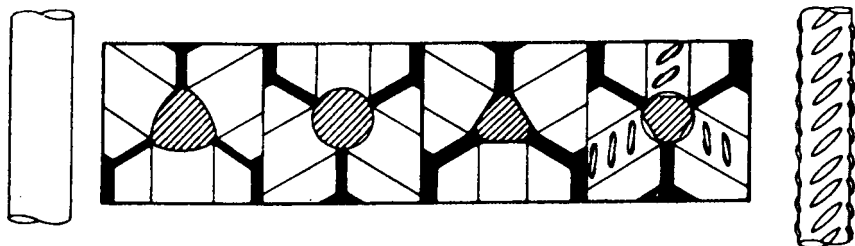


Рис. 1. Схема деформирования катанки в трехвалковых клетях

тонных изделий взамен арматуры малых диаметров вынуждены использовать арматуру диаметром 10 мм и выше. Масса одного погонного метра периодического профиля № 10 больше, чем № 8, в 1,56 раза, а № 6 — в 2,78 раза. По этой причине перерасход металла на заводах ЖБИ Беларуси составляет около 49000 т в год. Одной из причин невозможности удовлетворить потребительский спрос по арматуре малых диаметров является снижение производительности стана при ее прокатке. Так, наиболее ходовая арматура № 12 Ат500 прокатывается на стане 320/150 с производительностью 109 т/ч.

При прокатке арматуры № 8 производительность стана 70 т/ч, арматуры № 6—53,7 т/ч.

Известно, что в России на некоторых заводах производят арматуру малых диаметров (3—8 мм) способом холодной деформации из подката диаметром 8 и 12 мм. Процесс деформирования (рис. 1) заключается в последовательной прокатке — волочении в трехвалковых клетях.

Одновременно с получением профиля нужного сечения повышается и класс прочности арматуры, так как в процессе прокатки происходит наклеп и, как следствие, увеличение предела текучести и временного сопротивления разрыву. Аттестация служебных свойств арматуры производится по ТУ 14-1-5372—99 «Сталь холоднодеформированная периодического профиля для армирования железобетонных конструкций». Стоимость оборудования фирмы «Koshe» для производства холоднодеформированной арматуры составляет 1 000 000 DM.

На АП КЖИ № 214 разработана технология получения холоднодеформированной периодической арматуры, эквивалентной диаметрам 6 и 8 мм. Для этого используется стандартное оборудование для правки и порезки катанки на мерные длины. В процессе отработки технологии были проведены исследования по изуче-

нию влияния степени деформации на изменение механических свойств гладкой арматуры А1 из стали Ст.Зсп.

Известно [1], что изменение физического предела текучести  $\sigma_T$  (МПа) от относительной степени деформации, %:

$$\epsilon = (h_0 - h_1)/h_0 = 1 - h_1/h_0, \quad (1)$$

где  $h_1, h_0$  — высота полосы до и после обжатия, мм, может быть представлено в виде

$$\sigma_T = \sigma_T^0 + A\epsilon^n, \quad (2)$$

где  $\sigma_T^0$  — значение предела текучести до начала холодного деформирования.

Согласно выводам авторов [2], основным фактором, влияющим на изменение механических свойств в процессе холодной прокатки, является  $\sum \epsilon$  — суммарная относительная степень деформирования. С ростом степени деформации увеличивается упрочнение, происходит упорядочение ориентировки зерен и образование текстуры, изменение механических и физических свойств. Установлено, что наиболее интенсивное изменение  $\sigma_T$  происходит до  $\sum \epsilon = 30$  %. Количество проходов при постоянном суммарном обжатии не оказывает существенного влияния на изменение свойств холоднокатаных сталей.

Для проведения исследований были отобраны образцы катанки диаметром 5,5 мм Ст.Зсп с углеродным эквивалентом  $C_{\text{экв}} = 0,32$ :

$$C_{\text{экв}} = C + 0,25 Mn + 0,1 Si. \quad (3)$$

Образцы длиной 300 мм последовательно прокатывались в холодном состоянии на экспериментальном стане с гладкими валками диаметром 200 мм. Степень относительной деформации варьировалась от 5 до 50 %, после чего образцы испытывались на разрывной машине ПР-200. Они были отобраны из одного витка катанки. Каждое испытание проводилось на трех образцах.

После статистической обработки результатов механических испытаний получены следующие зависимости (рис. 2) и уравнения:

$$\left. \begin{aligned} \Delta\sigma_T &= 23,6\epsilon^{0,58}, & r &= 0,67; \\ \Delta\sigma_B &= 36,2\epsilon^{0,4}, & r &= 0,89; \\ \Delta\delta_5 &= 199,6\epsilon^{-0,82}, & r &= 0,94, \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

где  $\Delta\sigma_T$ ,  $\Delta\sigma_B$  — изменение предела текучести и предела прочности, МПа;  $\Delta\delta_5$  — изменение относительного удлинения от степени деформации  $\epsilon$ , %;  $r$  — парный коэффициент корреляции.

Из рис. 2 видно, что при возрастании  $\epsilon$  разница между пределом текучести и пределом прочности снижается.

Известно, что при правке холоднотекучей арматуры на правильно-отрезном станке обычно происходит скручивание полученного арматурного профиля вдоль оси на  $360\text{--}720^\circ$  на один погонный метр проката. Было проведено исследование по влиянию степени скручивания образцов на изменение механических свойств. Образцы, взятые из одного витка катанки, скручивались на  $360^\circ$  с последующим испытанием на разрыв. Установлено, что приращение предела текучести не превышает 5 МПа, а предела прочности — 10 МПа, что несущественно и в расчетах может не учитываться.

Ранее на основе статистической обработки данных входного контроля гладкой арматуры диаметром от 5,5 до 16 мм из стали 3 сп/пс в 1997—1999 гг. были получены следующие корреляционные уравнения:

$$\left. \begin{aligned} \Delta\sigma_T &= 202,9 + 507,3 C_{\text{экр}}, & r &= 0,77, & \delta_{\text{ош}} &= 16,4 \text{ МПа}; \\ \Delta\sigma_T &= 404,6 - 6,3 d_0, & r &= 0,89, & \delta_{\text{ош}} &= 17,1 \text{ МПа}; \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

где  $\delta_{\text{ош}}$  — ошибка уравнения при доверительной вероятности  $\rho = 0,95$ ;  $d_0$  — диаметр исходной катанки, мм.

Аналогичные уравнения получены для  $\sigma_B$  — предел прочности, МПа;  $\delta_5$  — относительное удлинение, %.

Наиболее часто встречающиеся плавки из стали Ст.3сп производства Белорусского металлургического завода имеют содержание углерода  $C = 0,16\%$ ;  $Mn = 0,57\%$ ;  $Si = 0,18\%$ ;  $C_{\text{экр}} = 0,32$ . На основе уравнений (4), (5) получено обобщенное уравнение регрессии для  $\sigma_T = f(C, d, \epsilon)$ , которое имеет вид:

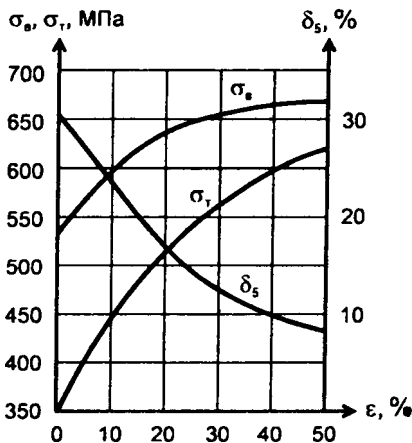


Рис. 2. Приращение предела текучести в зависимости от степени деформации

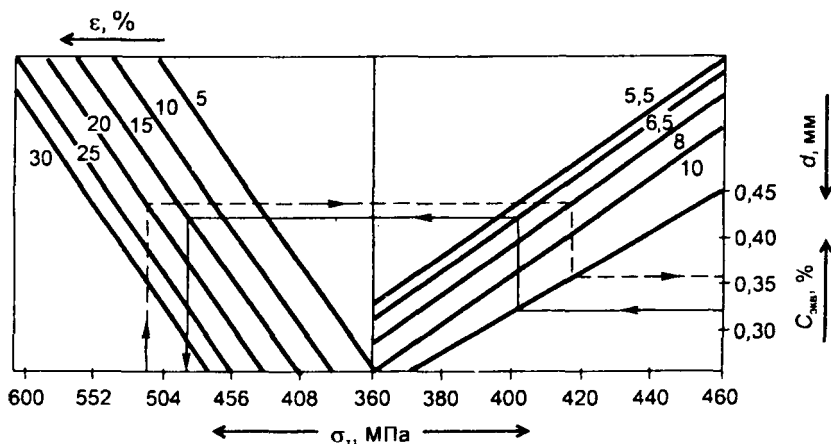


Рис. 3. Определение  $\sigma_T$

$$\sigma_T = 262,3 + 427,3 C_{\text{экв}} + 23,6\epsilon^{0,58} - 5,95d_0, \quad (6)$$

$$r = 0,72, \delta_{\text{ош}} = 19,6 \text{ МПа.}$$

Для наглядности выражение (6) можно представить в виде номограммы (рис. 3).

Согласно уравнению (6) и номограмме, можно установить, что при получении холоднодеформированной арматуры диаметром 6 мм из подката диаметром 6,5 мм при  $C_{\text{экв}} = 0,32$  имеем  $\sigma_T = f(C, d)$  на уровне 485 МПа, т. е. приращение предела текучести около 140 МПа.

Аналогичные расчеты выполняются для  $\sigma_B$  и  $\delta_5$ . Выражение для расчета степени относительной деформации, согласно уравнению (1), используется для определения относительного обжатия  $\Delta h = h_0 - h_1$  в процессе прокатки полосы в гладких валках. При прокатке арматуры в закрытых калибрах  $\epsilon$  следует определять исходя из следующего выражения:

$$\epsilon = 1 - \frac{d_1^2}{d_0^2}, \quad (7)$$

где  $d_0, d_1$  — начальный и конечный диаметры проката, мм.

При прокатке катанки 6,5 мм до номинального диаметра  $d_n = 5,5$  мм ( $\epsilon = 40\%$ )  $\Delta\sigma_T$  составит 200 МПа. Номинальный диаметр арматурного проката периодического профиля соответствует номинальному диаметру равновеликого по площади поперечного сечения гладкого арматурного проката.

Аналогично выполняются расчеты для относительного удлинения. Задавшись требуемым приемочным числом  $\sigma_T = 500$  МПа для арматуры класса Аг500С по ТУ РБ 047778771-001—97 и  $\delta_5 \geq 14\%$ , получим, что для обеспечения требуемых механических свойств арматуры  $d_n = 7,1$  мм (рис. 4) углеродный эквивалент должен быть не менее 0,36 [3].

Одним из известных методов повышения прочностных характеристик горячекатаной углеродистой стали является увеличение доли элементов Cr, Cu, Ni в пределах требований ГОСТ 380—96.

Согласно исследованиям авторов [4, 5], прочностные характеристики горячекатаного металла могут быть повышены за счет присутствия в металле карбидов и нитридов ванадия и титана, что возможно при содержании этих элементов в стали в пределах 0,06—0,09 % каждого.

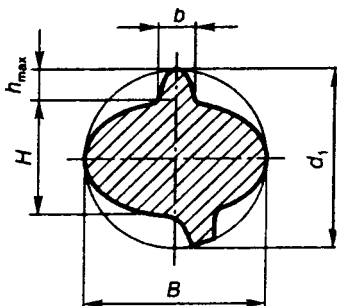


Рис. 4. Поперечное сечение арматурного профиля

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шевакин Ю. Ф., Шайкевич В. С. Обработка металлов давлением. — М.: Металлургия, 1972. — 245 с.
2. Третьяков А. В., Трофимов Г. К., Зюзин В. И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. — М.: Металлургия, 1964. — 221 с.
3. Пат. ВУ 771 С1. Арматурный стержень периодического профиля / А. Б. Стеблов, В. Ф. Дышлевич, А. Н. Бондаренко и др.
4. Жадан В. Т., Маневич В. А. Совершенствование технологии прокатки на основе комплексных критериев качества. — М.: Металлургия, 1989. — 93 с.
5. Development of Microalloyed Pearlitic Steels for Wire Drawing application / В. W. Cordon et al., Developments in the Drawing of Metals, Conference Proceedings, London, 1983, The Metals Society, London. — P. 228—234.

## ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

---

УДК 669

Б. М. НЕМЕНЕНОК, докт. техн. наук,  
Ю. Г. АЛЕКСЕЕВ, канд. техн. наук,  
Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук,  
В. М. КОРОЛЕВ, канд. техн. наук (БГПА)

### АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ И ПУТИ ИХ РЕШЕНИЯ

Металлургическое производство, включающее в себя помимо продукции металлургических заводов литейное, кузнечно-штамповочное, сварочное и термическое производство, порошковую металлургию и другие, является основной базой машиностроения Беларуси. XX столетие знаменательно для отечественной металлургии созданием крупного современного производства (Белорусский металлургический завод, гомельский завод «Центролит» и др.) и металлургической науки, которая базировалась на достижениях химии, физики и механики. Достижения и результаты металлургической науки открыли новые возможности для развития материаловедения и разработки новых сплавов, металлических и неметаллических материалов. Успехи отечественной металлургии и материаловедения способствовали подъему машиностроения республики.

Однако современный этап характеризуется кризисными процессами, обусловленными спадом производства в странах СНГ и прежде всего в России. Возникли новые научные и технические проблемы в развитии металлургического производства. Помимо снижения массы заготовок заказчики предъявляют повышенные требования к надежности, точностным и прочностным характеристикам заготовок, полуфабрикатов и готовой продукции. Требуется, чтобы эти изделия обладали высокой надежностью, а также способностью выдерживать высокие статические и динамические нагрузки, повышенные рабочие температуры и сохранять свои свойства в коррозийной и агрессивной средах.



В связи с этим определились основные пути развития и совершенствования металлургии в Беларуси: комплексное использование сырья, снижение энерго- и материалоемкости на единицу металлопродукции, создание полностью экологизированных технологий, сосуществующих с окружающей средой, использование новых исходных веществ и материалов в технологиях металлургического производства. Проблема утилизации отходов, сбережения материальных ресурсов и экологической безопасности превращается в одну из основных для цивилизации XXI в. и прежде всего для металлургической науки.

Обеспечение конкурентоспособности продукции машиностроения невозможно без внедрения новых материалов и прогрессивных технологий их получения и обработки. Успехи современного материаловедения в определяющей степени связаны с установлением зависимостей особых свойств материалов от способов изготовления и обработки. Соответствующие исследования реализуются в программах «материал — свойства», «материал — технология» и т. п. В настоящее время возможности использования традиционных методов обработки материалов с целью повышения их эксплуатационных характеристик уже практически исчерпаны. Это обуславливает интенсивное внедрение в практику материаловедения методов получения метастабильных фаз в неравновесных условиях, таких как обработка материалов энергией взрыва, термомеханическая обработка, электростимулированная прокатка, методы динамического формования порошков и т. п. [1—3].

Эти методы обеспечивают существенное улучшение качества материалов и изделий из них, однако не позволяют получать структурные состояния вещества, качественно отличные от структурных состояний, образуемых вблизи термодинамического равновесия. Это, естественно, ограничивает возможности целенаправленного управления свойствами обрабатываемых материалов.

Традиционные технологии производства материалов базируются главным образом на процессах, обеспечивающих получение структур в условиях стремления системы к минимуму свободной энергии, когда невозможно получить материал с однородными свойствами и структурой.

Принципиально новые возможности открывают разрабатываемые в последние годы технологии, в основе которых лежат процессы самоорганизации диссипативных структур при интенсивных воздействиях на обрабатываемые материалы [3]. Поскольку самоорганизация этих структур в термодинамических открытых системах происходит, когда внешние силы или потоки энергии

(вещества) превышают пороговые значения, технологии, основанные на явлениях самоорганизации диссипативных систем, можно назвать экстремальными.

Научной основой экстремальных технологий, позволяющей целенаправленно управлять свойствами получаемых материалов и изделий из них и эффективно оптимизировать технологические циклы, является синергетика [4, 5]. Напомним, что название «синергетика» происходит от греческого слова, означающего совместный, согласованно действующий, и отражает как кооперативную природу взаимодействия, ответственного за самоорганизацию систем самой различной природы, так и кооперирование методов различных наук (физики, химии, биологии, социологии и т. п.) для выявления общих принципов, управляющих самоорганизацией больших систем [6, 7].

Стремление сильно неравновесных открытых систем к самоорганизации обуславливает высокую энергетическую эффективность экстремальных технологий, что обеспечивает максимально высокий выход новой фазы при минимальных энергетических затратах на ее образование, а также высокую экологическую чистоту экстремальных технологий [8].

В связи с этим растут роль и значение фундаментальных исследований в металлургии, которые имеют характерное для них своеобразие, облегчающее выбор направлений поисковых разработок конкретного характера и позволяющее развернуть широкие прикладные исследования с использованием методологий физической химии, системного анализа, теории вероятностей и математической статистики; технико-экономической оценки и других наук.

Поэтому главной целью предлагаемой межвузовской программы фундаментальных исследований «Металлургические процессы» является изучение механизма формирования заданной микро- и макроструктуры различных материалов при воздействии на них механических, тепловых и высокоцентрированных источников энергии; установление количественных связей между технологией получения заготовок, их микро- и макроструктурой и свойствами, в том числе и эксплуатационными, повышение надежности и долговечности изделий. Для достижения этого требуется решить ряд промежуточных целей и подцелей, вплоть до конкретных разработок, что позволит выполнить программу в полном объеме с соответствующим эффектом. В частности, будут продолжены работы по теоретическим и экспериментальным основам формирования структуры чугунных, стальных и цветных отливок; разработаны

математические модели, позволяющие количественно оценить степень влияния химического состава и различных технологических факторов на конечную структуру слитков.

В области теории обработки материалов давлением предполагается разработка теоретических основ комбинированных методов обработки, слоистых композиционных материалов, способов переработки компонентов боеприпасов.

Широкий цикл исследований намечается провести в области термической, химико-термической и термомеханической обработки: разработка теории создания полиметаллических коррозионно-стойких материалов, научных основ получения структур типа «Шарпи» при поверхностном легировании сталей; оптимизация процессов упрочнения при термической, химико-термической и термомеханической обработках и др.

Глубокие исследования предполагается провести в области порошковой металлургии и контактной сварки. В частности, планируется разработка научных основ и технологии получения композиционных материалов на основе керамических аморфизированных порошков; методов повышения надежности конструкционной керамики и др.

Структура программы предусматривает несколько блоков (разделов): разработка научных основ литейного производства; теория обработки материалов давлением; научные основы термической, химико-термической и термомеханической обработок; порошковая металлургия; сварка.

Для решения задач, стоящих в каждом блоке, будут предложены различные пути и средства, представленные в виде теории, разработок, технологий, методов испытаний и т. п.

Принципиальной новизной предлагаемой программы в целом является системный подход к решению указанных выше проблем и задач, комплексное решение научных и технико-экономических задач. В частности, будут развернуты работы по новому направлению — извлечение дорогостоящих и дефицитных металлов (Cr, Ni, Mo, V, Cu и др.) из отходов химической, нефтеперерабатывающей, легкой, металлургической, машиностроительной промышленности с целью их возврата в оборот. Для решения этой задачи планируется проведение работ по созданию теоретических основ восстановления металлов (кинетика и термодинамика химических реакций); разработка и оптимизация технологических процессов переработки отходов.

Предусматриваются также внедрение экологически чистых процессов переработки шламовых отходов гальванических произ-

водств; разработка математических моделей управления структурой и свойствами литейных сплавов и отливок, поковок и штамповок, изделий, подвергаемых термической и химико-термической обработке.

Планируется исследование влияния фуллеренсодержащих и активирующих добавок на свойства специальных сплавов, порошковых и керамических материалов.

Особое внимание будет уделено фазовому превращению одной кристаллической структуры в другую под воздействием высокого давления и температуры, получению сверхтвердых материалов путем спекания при высоких давлениях в сочетании с фазовым переходом; изучению влияния состояния частиц спеченного материала на распределение их диаметров, ориентацию молекул, структуру дефектов кристаллической решетки и т. д.

Кроме того, будут созданы теоретические и технологические основы интенсификации процессов обработки материалов и поверхности изделий, базирующихся на наследственности и самоорганизации поверхностных явлений при управлении формированием структур и фаз, повышающих прочность и эксплуатационные свойства деталей машин и изделий. Будут разработаны математические модели, описывающие структурные изменения и фазовые переходы в процессах термической, химико-термической, термомеханической, физико-химической и лучевой обработки различных материалов.

Результаты этих исследований будут использованы для разработки производственных технологий получения высококачественных отливок, поковок, штамповок, сварных соединений, новых способов термической и химико-термической обработки изделий, создания новых композиционных материалов и технологий использования промышленных отходов. Для достижения поставленных целей и решения указанных выше задач в вузах накоплен достаточный научно-технический потенциал и опыт внедрения эффективных разработок в производство.

Нет сомнения, что выполнение исследований, предусмотренных межвузовской программой фундаментальных исследований, позволит разработать научные и технологические основы конкурентоспособных, малоотходных, энергосберегающих процессов получения новых материалов, заготовок и изделий металлургического и машиностроительного производства, ускорит развитие научно-технического прогресса в нашей стране.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Прюммер Р.* Обработка порошкообразных материалов взрывом. — М.: Мир, 1990. — 128 с.
2. *Райченко А. И.* Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. — М.: Metallurgia, 1987. — 130 с.
3. Итоги науки и техники. Серия. Metallovedenie и termicheskaya obrabotka. — № 24. — М.: ВНИИТИ, 1990. — 224 с.
4. *Хакен Г.* Синергетика. — М.: Мир, 1980. — 406 с.
5. *Хакен Г.* Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. — М.: Мир, 1985. — 419 с.
6. *Гленсдорф П., Пригожин И.* Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. — М.: Мир, 1973. — 280 с.
7. *Моисеев Н. Н.* Алгоритмы развития. — М.: Наука, 1987. — 303 с.
8. Актуальные проблемы порошковой металлургии / Под ред. О. В. Романа и В. С. Аруначалама. — М.: Metallurgia, 1990. — 232 с.

УДК 536.12:518.61

**Ю. С. ПОСТОЛЬНИК**, докт. техн. наук (ДГТУ, Украина),  
**В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ**, докт. техн. наук (БГПА),  
**А. П. ОГУРЦОВ**, докт. техн. наук (ДГТУ, Украина),  
**И. А. ТРУСОВА**, канд. техн. наук (БГПА),  
**В. В. ФИЛИППОВ** (БМЗ), **С. М. КОЗЛОВ** канд. техн. наук,  
**П. Э. РАТНИКОВ** (БГПА)

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОТИВОТОЧНОГО ТЕПЛООБМЕНА В МЕТАЛЛУРГИИ: СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПРОБЛЕМЫ РАЗВИТИЯ**

Теплообмен (ТО) движущихся навстречу твердого тела (материала) и газа широко распространен в технике и прежде всего в металлургии. Например, нагрев шихтовых материалов в доменных печах и заготовок металла в проходных и методических печах, охлаждение агломерата и окатышей на охладителях шахтного типа, сухое тушение кокса в УСТК и т. д. Противоточные процессы теплопереноса рассматриваются на различных уровнях приближения к действительности [1—20 и др.]. Инженерные методики расчета при этом чаще всего основываются на следующих упрощающих предположениях [2]:

1) частицы в слое рассматриваются как изолированные между собой термически тонкие тела;

- 2) теплообмен в слое происходит по закону Ньютона (конвекция);
- 3) тепловые потери во внешнюю среду пренебрежимо малы;
- 4) внутренние источники и стоки теплоты в нагреваемом материале отсутствуют.

Формулируя эти четыре наиболее распространенные гипотезы, Э. М. Гольдфарб [2] справедливо заметил, что при практическом переходе от физической к математической модели противоточного теплообмена (ПТТО) в каждом конкретном случае необходимо оценивать степень влияния отбрасываемых факторов.

Так, все четыре допущения достаточно оправданы при ПТТО в плотном слое мелкодисперсных материалов. Для регенеративных насадок больше обоснованна первая гипотеза. Что же касается второго допущения, то оно, будучи более-менее справедливым для фильтрационных процессов, может привести к существенным погрешностям при тепловых расчетах нагрева металла в проходных или методических печах.

Первые успехи в теоретическом исследовании ПТТО связаны с появлением в 1939—1949 гг. работ Б. И. Китаева [5—7], посвященных расчету соответствующих процессов производства чугуна. Доменная печь является типичным противоточным аппаратом, в котором именно встречным движением газа и шихты обеспечивается высокая эффективность ТО.

Закономерности ПТТО между материалом и газом Б. И. Китаев предложил находить на основе решения следующей задачи (см. [18]).

Слой высотой  $H$ , состоящий из кусков одинаковых размеров и формы, опускается в шахту постоянного сечения  $S$  с неизменной скоростью  $w$  (рис. 1).

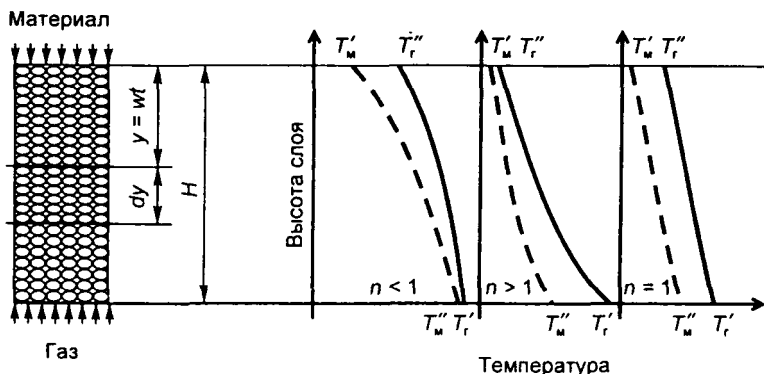


Рис. 1. Схема ПТТО:

— — — газ; - - - - материал

Загружаемые сверху куски материала с одинаковой по объему температурой  $T'_m$  в процессе опускания нагреваются и при выходе из зоны ТО имеют среднемассовую температуру  $T''_m$ . Начальная температура продуваемого снизу вверх газа  $T'_r$ , а на выходе из слоя —  $T''_r$ . Объемный расход газа  $V_r$  постоянный. Теплоемкости материала ( $c_m$ ) и газа ( $c_r$ ) в процессе ТО не изменяются. Постоянны также и другие теплофизические характеристики (ТФХ).

С учетом изложенного рассматривается так называемый стационарный (мы бы назвали «квазистационарный») процесс, при котором температура на любом горизонте  $y = wt$  слоя не меняется во времени, но изменяется от горизонта к горизонту. Требуется найти распределение температурных полей материала и газа по высоте слоя.

Изучаются три принципиально различных случая ПТТО:  $n = w_m/w_r < 1$ ;  $n > 1$ ;  $n = 1$ .

1. При  $n < 1$  ТО описывается уравнением

$$G_m c_m dT_m = \alpha_v (T_r - T_m) S dy, \quad (1)$$

характеризующим изменение энтальпий материала, которое численно равно количеству теплоты, полученной слоем от газа. Для этого случая примечательно то, что на любом горизонте  $y$  разность энтальпий потоков газа и шихты равна разности энтальпий газа на выходе ( $i''_r$ ) и шихты на входе ( $i'_m$ ). Это дает возможность (при упрощении  $T'_m = 0$ ) записать

$$T_r(y) = T''_r + n \bar{T}_m(y). \quad (2)$$

Подстановка (2) в (1) приводит к обыкновенному дифференциальному уравнению, решение которого при граничных (начальных) условиях

$$\bar{T}_m(y)|_{y=0} = T'_m = 0; \quad T_r(y)|_{y=H} = T'_r \quad (3)$$

имеет вид [18]

$$\bar{T}_m(y) = T'_r \left\{ 1 - \exp \left[ - \frac{\alpha_v S}{w_m} (1 - n) y \right] \right\}. \quad (4)$$

Из решения (4) видно, что в пределе ( $y \rightarrow \infty$ )  $\bar{T}_m'' = T'_r$  (так называемый завершённый ТО). С учетом этого из условия теплового баланса (2) определяется температура газа на выходе из слоя

$$T''_r = T'_r (1 - n), \quad (5)$$

что дает возможность определить и температуру газа  $T_r(y)$  на любом горизонте слоя. Подставляя (4) и (5) в (2), имеем

$$T_r(y) = T_r' \left\{ 1 - n \exp \left[ - \frac{\alpha_v S}{w_m} (1 - n) y \right] \right\}. \quad (6)$$

В [18] отмечается, что соотношение (5) справедливо для завершенного ТО не только для термически тонких, но и массивных кусков материала.

Практически процесс ПТТО рекомендуют [18] считать достигнутым, если  $T_m'' = 0,95$ .

2. При  $n > 1$  даже если газы отдадут всю свою теплоту (завершенный процесс) и охладятся до температуры поступающей шихты ( $T_m' = T_r''$ ), это не обеспечит ее нагрев до начальной температуры газов ( $\bar{T}_m' < T_r'$ ). В этом случае в отличие от предыдущего разность температур между газом и шихтой по мере ее опускания увеличивается. И эта разность, а следовательно, и недогрев материала будут тем больше, чем больше отношения их водяных чисел  $n = w_m / w_r < 1$ .

Математически процесс ПТТО при  $n > 1$  описывается теми же уравнениями, что и при  $n < 1$ .

3. При  $n = 1$  закон изменения температур газа и материала по высоте слоя описывается параллельными линиями [18]:

$$\bar{T}_m(y) = T_m' + (T_r'' - T_m') \frac{\alpha_v S}{w_m} y; \quad (7)$$

$$T_r(y) = T_r' + (T_r' - T_m'') \frac{\alpha_v S}{w_m} y. \quad (8)$$

Полученные решения при  $n < 1$  и  $n > 1$  еще в 1944 г. использованы Б. И. Китаевым для разработки общих принципов построения схем тепловой работы шахтных печей.

Однако исключительная простота формул для завершенного процесса ( $n < 1$ ) в реальных условиях их использования порождает определенные погрешности, что в свое время послужило поводом для дискуссии. Было установлено, что величина погрешности зависит не только от степени  $\eta = \bar{T}_m'' / T_r'$  завершенности процесса, но и величины отношения  $n = w_m / w_r$ . Если  $n$  сильно отличается от единицы, то погрешности, как правило, пренебрежимо малы. Во всех случаях, как указывается в работе [18], это справедливо при



$n < 0,9$  и  $\eta = 0,95$ . Но при небольших  $\eta$  и при  $n$ , близких к единице, предложенные формулы дают искаженную картину процесса.

Для повышения точности этих формул Б. И. Китаев предложил использовать в расчетах «кажущуюся» теплоемкость шихты, заменив КТО  $\alpha_v$  суммарным коэффициентом теплопередачи

$$K_v = \alpha_v (1 + Bi / 5), \quad (9)$$

учитывающим внутреннее тепловое сопротивление кусков ( $R/\lambda \neq 0$ ). Благодаря этому удалось искусственно распространить разработанную методику на случай реальных кусков, обладающих тепловой инерцией, и «избежать осложнений, связанных с решением дифференциального уравнения Фурье» [18].

Как указывается в [19], точность этого приближенного метода оценивается  $\pm 10$ — $12$  %. При этом добавляется, что «значительное усложнение математического аппарата при точном решении задачи с учетом внутренней теплопроводности частиц не дает существенного повышения точности расчетов».

Мы, конечно, отдаем должное методу Б. И. Китаева, сыгравшему огромную роль в развитии теплотехники слоевых противоточных процессов. Однако с приведенным выше замечанием относительно целесообразности исследования ПТТО на базе решения соответствующей краевой задачи теплопроводности согласиться не можем. И речь идет не о точности решения, а о точности постановки задачи.

При исследовании изучаемого реального процесса используют физическое и математическое моделирование. Физическое моделирование (ФМ) — это замена изучения рассматриваемого объекта или явления экспериментальными исследованиями его модели, имеющей ту же физическую природу. Математическое моделирование (ММ) — это приближенное описание какого-то физического объекта или процесса при помощи математических символов. При этом процесс математического моделирования предусматривает четыре этапа: 1) постановку задачи; 2) выбор метода решения; 3) непосредственное решение и конкретные вычисления; 4) анализ и физическую интерпретацию полученных результатов.

Из этого следует, что любая расчетная модель имеет две стороны достоверности: внешнюю и внутреннюю. Внешняя связана с первым этапом ММ, когда устанавливаются факторы объекта, которые необходимо обязательно учесть, и второстепенные; ими можно пренебречь. Внутренняя формируется на втором и третьем

этапах ММ и обусловлена уровнем точности решения поставленной математической задачи (МЗ). Вполне очевидно, что качество ММ полностью определяется этими двумя сторонами достоверности (правдоподобия) [21].

Исследователь должен делать выбор между громоздкой ММ с высоким уровнем внутренней достоверности, но (ввиду сложности МЗ) с низким уровнем внутренней достоверности, и более простой ММ. И выбор того или иного варианта ММ зависит от уровня развития науки в данной отрасли и целей, стоящих перед исследователем.

В этом плане развитие общей теории ТО во второй половине XX в. не могло не отразиться на уровне ММ ПТТО. Прежде всего появляются работы, в которых учет термической массивности тел проводится на основании решения краевой задачи теплопроводности. В некоторых публикациях форма кусков материала принимается плоской [22], в других — сферической [8, 9, 13, 17, 20, 23], а в [2, 3, 14—16, 24—28] используется обобщенное уравнение теплопроводности, объединяющее одномерные объекты плоской, цилиндрической и сферической геометрии.

Пока что большинство имеющихся работ посвящено фильтрационному ТО в плотном слое, однако в некоторых трудах [2, 4, 14, 22, 24, 26, 29] рассматривается ПТТО металла в методических или проходных печах. При этом в [4, 22] уже делаются первые попытки рассмотрения радиационного ТО вместо конвективного.

Фактически это единственные работы, в которых краевая задача теплопроводности рассматривается в нелинейной постановке (нелинейность II рода заложена в граничном условии Стефана—Больцмана). Что же касается нелинейности I рода (температурной зависимости ТФХ), то пока что ни в одной работе по ПТТО она еще не была учтена, хотя некоторые авторы [9, 18, 23, 27] и делали попытки учесть влияние температуры на величину теплоемкости потока материала.

Наличие указанных выше работ говорит о том, что непрерывное совершенствование ММ процессов ПТТО неизбежно. Возникающие математические сложности должны служить не поводом для отказа от дальнейшего развития исследований в этом направлении, а побудителем поиска путей и способов их преодоления. И в настоящее время уже имеются достаточно веские предпосылки успеха на этом пути.

Во-первых, интенсивное развитие ЭВМ существенно расширило возможности задач ММ физических процессов на высоком уровне внешнего и внутреннего подобия. От сугубо теоретической

математической физики переходят к исследованию задач в соответствующих отраслях прикладной науки и техники. Так, например, появилась такая наука, как вычислительная теплофизика [30].

Во-вторых, для разработки практических (инженерных) методов расчета многих технических объектов и технологических процессов не потеряли своего значения и приближенные аналитические методы. Применительно к теории ТО во второй половине XX в. различными авторами был предложен ряд приближенных аналитических методов решения задач теплопроводности, в том числе и нелинейных [24, 31—33]. Использование наиболее эффективных из них для решения МЗ с достаточно высоким уровнем внешнего правдоподобия позволяет получить приемлемые по простоте приближенные решения с достаточным для практики внутренним правдоподобием.

Эти решения прежде всего ценны тем, что наглядно, явно раскрывают качественное влияние включенных в ММ различных параметров на изучаемый процесс. Что касается количественных результатов, то они также зачастую применяются на практике. Но для оценки уровня точности желательно проведение контрольных экспериментов (численных или физических).

Для последующей иллюстрации изложенного выше рассмотрим ММ и ПТТО массивных тел в постановке Э. М. Гольдфарба [2]:

обобщенное уравнение теплопроводности материала

$$\frac{\partial T_m}{\partial r} = \frac{a}{r^m} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^m \frac{\partial T_m}{\partial r} \right); \quad (10)$$

граничные условия

$$\lambda_m \left. \frac{\partial T_m}{\partial r} \right|_{r=R} = \alpha_F [T_r(t) - T_{mn}(t)]; \quad \left. \frac{\partial T_m}{\partial r} \right|_{r=0} = 0; \quad (11)$$

условие теплового баланса

$$V_r c_r \frac{dT_r}{dt} = \lambda_F [T_r(t) - T_{mn}(t)] F; \quad (12)$$

начальные условия

$$T_m(r, 0) = T'_m = \text{const}; \quad T_r(0) = T'_r. \quad (13)$$

Для решения поставленной МЗ использовано [2, 25] операционное исчисление (преобразование Лапласа). В конечном итоге получены температурные функции:

$$\theta_m(\rho, \tau) = \frac{1}{1-n} - \sum_{i=1}^{\infty} P_v(\mu_i) \frac{J_v(\mu_i, \rho)}{J_v(\mu_i) \rho^v} \exp(-\mu_i^2 \tau); \quad (14)$$

$$\theta_r(\tau) = \frac{1}{1-n} - \sum_{i=1}^{\infty} \frac{P_v(\mu_i) \exp(-\mu_i^2 \tau)}{1 + \mu_i^2 / [(1+m) \text{Bi } n]}, \quad (15)$$

где

$$\theta_m(\rho, \tau) = \frac{T_m(\rho, \tau) - T'_m}{T_r^* - T'_m}; \quad \theta_r(\tau) = \frac{T_r(\tau) - T'_m}{T_r^* - T'_m}; \quad (16)$$

$$P_v(\mu_i) = \frac{2 \text{Bi} [\mu_i^2 + (1+m) \text{Bi } n]}{(\text{Bi} - 2\nu) \text{Bi} \mu_i^2 - (1+m)^2 \text{Bi}^2 n + [\mu_i^2 + (1+m) \text{Bi } n]^2}; \quad (17)$$

$\mu_i$  — корни трансцендентного уравнения,

$$J_v(\mu_i) / J_{v+1}(\mu_i) = \mu_i / \text{Bi} + (1+m) n / \mu_i; \quad (18)$$

$J_v$  — функция Бесселя 1-го рода  $\nu$ -порядка;  $\nu = (m - 1) / 2$ .

Анализ показал, что при достаточно большом времени нагрева значения температурных функций (14) и (15) сближаются, стремясь к общему предельному конечному значению

$$\theta_k = 1 / (1 - n). \quad (19)$$

Этому значению критерия  $\theta_k$  (19) при ПТГО соответствует условная температура, величина которой может иметь любой знак. Установлено, что характер изменения ТО при нагреве массивных тел зависит от числа  $n$  аналогично нагреву термически тонких тел.

В [13, 17] задача ПТГО изложена в постановке В. Н. Тимофеева [20]. В ММ включены уравнение теплопроводности (10) для шара ( $m = 2$ ), граничные условия конвективного ТО (11), начальные условия (13), а условие теплового баланса представлено выражением

$$T_r^* - T_r(t) = [\bar{T}_m(t) - T'_m] n. \quad (20)$$

Как видим, в отличие от условия (12), записанного в дифференциальной форме, условие (20) подано в интегральном виде, так как содержит среднемассовую температуру  $\bar{T}_m(t)$  материала. Следовательно, в этой ММ заложено очевидное противоречие: с одной стороны, краевая задача теплопроводности (10), (11) учитыва-

ет термическую массивность тела, а с другой — условием (20) температура тела уже берется усредненной по объему. Проведенное сопоставление [16] этих двух ММ говорит в пользу первой.

Задача (10), (11), (13), (20) решалась [13, 17] методом Фурье, что привело к температурным функциям, представленным бесконечными рядами, как и решение (14)—(18). Подобное решение дано и в работе Г. П. Иванцова, Б. Я. Любова [3].

Таким образом, получены точные решения поставленных задач ПТТО массивных тел. Структура этих решений довольно сложна. Но если прямое практическое использование решений [2, 3] из-за отсутствия определенного таблично-графического обеспечения весьма проблематично, то В. Н. Тимофеев [20] свое решение упрощает путем сохранения лишь первого члена в рядах Фурье и получает формулу для расчета среднemasсовой температуры куска шаровой формы. В [28] сделана попытка эту методику уточнить рассмотрением начального этапа процесса ПТТО, когда одного члена ряда явно недостаточно.

Б. И. Китаевым с соавторами в работе [18] предложена более точная инженерная методика расчета ПТТО массивных тел сферической геометрии. Авторы [18] в решении (20) учитывают три члена рядов Фурье, каждый из которых содержит по пять коэффициентов, представленных в табличной форме в зависимости от критерия  $Bi(0,02 - \infty)$  и  $n(0,1 - 10)$ .

Достоинством этой методики является ее высокая точность в определении температур газа и материала. К недостаткам следует отнести огромную вычислительную работу, связанную с определением трех членов ряда с учетом двойной интерполяции (по  $Bi$  и по  $n$ ) при нахождении 16 коэффициентов. К тому же при сохранении трех членов ряда обратная (временная) задача трудно разрешима, поэтому авторы [18] и рекомендуют для определения продолжительности протекания процесса ограничиваться только первым членом ряда. Кроме этого, обе методики (и В. Н. Тимофеева, и Б. И. Китаева) рассматривают насыпную массу, состоящую из кусков шаровой формы, тогда как в условиях ПТТО могут находиться тела и других форм (плоской, цилиндрической). Недостатком является и осреднение температуры тела в условии (20).

И наконец, следует обратить внимание еще на одну из особенностей существующих методик. Все они в конечном итоге основаны на том или ином упрощении точного решения соответствующей задачи ТО. Но методику расчета процессов ТО можно строить другим путем: с самого начала решать поставленную МЗ любым приближенным методом.

Преимущества такого подхода в следующем:

1) приближенный метод нередко позволяет учесть большее число параметров, чем точный;

2) конечный вид приближенного решения, с одной стороны, значительно проще точного, а с другой — точнее первого члена ряда, входящего в точное решение;

3) приближенные методы позволяют решать целый ряд прикладных нелинейных задач, точные решения которых отсутствуют.

Проиллюстрируем это на задаче (10)—(13), которая была решена [14] методом эквивалентных источников (МЭИ) [33] — одним из наиболее эффективных приближенных методов термического слоя (МТС) [31, 32].

На первом (инерционном) этапе ( $0 \leq \tau \leq \tau_0$ ) температуры материала и газа определяются функциями (16):

$$\theta_{m1}(\rho, \tau) = \frac{\theta_r(\tau)Bi}{[2+Bi I(\tau)] I(\tau)} [\rho - \beta(\tau)]^2; \quad (21)$$

$$\beta(\tau) \leq \rho \leq 1; \quad I(\tau) = 1 - \beta(\tau); \quad \theta_{r1}(\tau) = \exp\left\{M\left[I(\tau) - \frac{2}{Bi} \ln(1 + Bi I(\tau)/2)\right]\right\}, \quad (22)$$

где

$$M = 2n_m/(3k); \quad k = (3 + 2Bi)/(3 + Bi); \quad n_m = (1 + m)n. \quad (23)$$

Толщина  $l(\tau)$  термического (прогретого) слоя тела и время  $\tau_0$  полного прогрева ( $l(\tau_0) = 1$ ) определяются формулами:

$$l(\tau) = \sqrt{6(1+m)k\tau}; \quad \tau_0 = 1/[6(1+m)k]. \quad (24)$$

На втором (упорядоченном) этапе ( $\tau_0 \leq \tau \leq \tau_*$ ) имеем [14]:

$$\theta_m(\rho, \tau) = \theta_r^0 \left[ 1 + D - \left( 1 + D - \frac{Bi}{2+Bi} \rho^2 \right) \Phi(\tau) \right]; \quad (25)$$

$$\theta_r(\tau) = \theta_r^0 [1 + D - D \Phi(\tau)], \quad (26)$$

где

$$\theta_r^0 = \theta_{r1}(\tau_0) = \theta_{r1}(\tau)|_{l(\tau_0)=1};$$

$$D = 2n_m [1 + Bi/(3 + m)] / [(2 + Bi)(1 - n_m)]; \quad (27)$$

$$\Phi(\tau) = \exp[-\mu(\tau - \tau_0)]; \quad \mu = \frac{(1+m)Bi(1-n_m)}{1+Bi/(3+m)}. \quad (28)$$

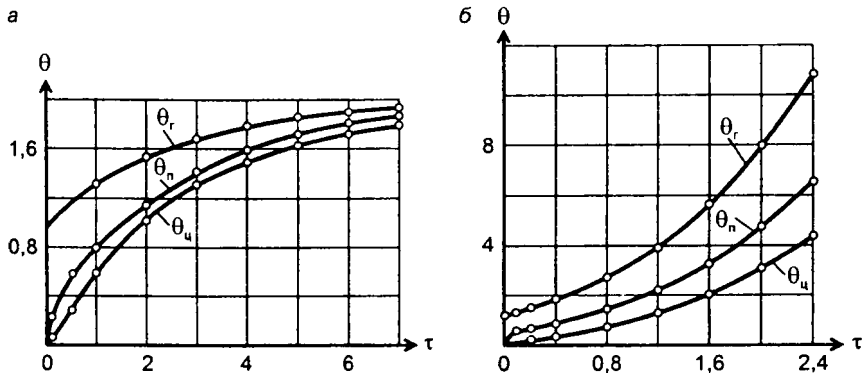


Рис. 2. Изменение температур газа и пластины в противотоке при  $Bi = 1$ :  
 а —  $n = 0,5$ ; б —  $n = 2$ ;  $\circ \circ \circ \circ$  — данные точного решения [2]

Для числовой оценки точности полученного приближенного решения были просчитаны [14] заимствованные из [2] два примера: а)  $m = 0$ ;  $Bi = 1$ ;  $n = 0,5$ ; б)  $m = 0$ ;  $Bi = 1$ ;  $n = 2$ .

Результаты расчетов представлены в графической форме на рис. 2.

Сопоставление показывает, что точность предложенного [14] приближенного решения вполне достаточна для инженерных расчетов. Вместе с этим оно обладает исключительной простотой (сравните выражения (14)—(18) и (21)—(28)), что также имеет большое практическое значение. Например, по точному решению [2] (14)—(18) нет возможности получить явную формулу для расчета времени нагрева тела до требуемой температуры  $\theta_*$ . Решение же (21)—(28) такие формулы дает. Так, время, необходимое для достижения требуемой температуры газа  $T_r^*$  (или температур поверхности  $T_n^*$ , или центра  $T_u^*$ , или средней  $\bar{T}^*$  металла), определяется по формулам [14]:

$$\left. \begin{aligned}
 \tau_r^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{1+D-\theta_r^*/\theta_r^0}{D}; \\
 \tau_n^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{1+D-\theta_r^*/\theta_r^0}{D+2/(2+Bi)}; \\
 \tau_u^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \left( 1 - \frac{\theta_u^*/\theta_r^0}{1+D} \right); \\
 \bar{\tau}^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{1+D-\bar{\theta}_*/\theta_r^0}{1+D-(1+m)Bi/[(3+m)(2+Bi)]}.
 \end{aligned} \right\} \quad (29)$$





начальные условия:

$$\theta_m(\rho, 0) = \theta'_m = \text{const}; \quad \theta_r(0) = \theta'_r = 1. \quad (33)$$

Авторы [22] задавали в качестве исходных величины  $Sk$ ,  $n$ ,  $\theta'_m$  и  $\tau$  и устанавливали изменение температур  $\theta_r(\tau)$ ,  $\theta_n(\tau)$ ,  $\theta_u(\tau)$ ,  $\bar{\theta}_m(\tau)$  и  $\Delta\theta_m(\tau) = \theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)$ .

Расчеты выполнялись на гидростатическом интеграторе (ГСИ) конструкции Д. В. Бударина. При этом величина временного шага устанавливалась в пределах 0,004—0,06. В качестве «контрольных» использовались результаты расчетов по решениям для «тонкой» пластины. Установлены следующие пределы применимости полученного решения:  $Sk = 0,05—1,2$ ;  $n = 0,3—1,15$ ;  $\theta'_m = 0,3—0,8$ .

Было выявлено, что функция распределения  $\Phi(\rho, \tau) = [\theta_m(\rho, \tau) - \theta_u(\tau)] / [\theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)]$  температуры по сечению пластины быстро стабилизируется и в дальнейшем почти не изменяется, к тому же слабо зависит от параметров  $Sk$  и  $n$ . Используя это обстоятельство, авторы [22] предложили упрощенную методику расчета ПТТО пластины. Упрощения касаются нелинейного граничного условия (31), а также использования приближенного нагрева с постоянной температурой нагревателя. В упрощенном приближенном решении выделяются две нелинейные функции:

$$\frac{m_0}{n_0} = \frac{\theta_n(\tau) - \bar{\theta}_m(\tau)}{Sk[\theta'_r(\tau) - \theta_n^4(\tau)]}; \quad n_0 = Sk \frac{\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4(\tau)}{\theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)}, \quad (34)$$

которые рассчитаны при помощи ГСИ и представлены графиками в зависимости от  $Sk$  ( $0 \leq Sk \leq 1,5$ ) и  $n$  ( $0 \leq n \leq 1,2$ ). При этом авторы [22] предупреждают, что рекомендуемая ими методика расчета применима при  $\tau \geq 0,3—0,4$ , когда наступает стабилизация функции распределения  $\Phi(\rho)$ , что объясняют принятием постоянства ТФХ материала.

Как видим, это пока единственное в теплотехнической литературе исследование ПТТО массивных слитков металла при радиационном нагреве обладает некоторыми недостатками: во-первых, рассматривается лишь плоская форма тела; во-вторых, полученное решение приемлемо лишь для стабилизированного процесса ( $\tau > \tau_1$ ); в-третьих, массивность тела ограничена ( $Sk < 1,5$ ).

Резюмируя изложенное, можно заключить, что работа [22] подтверждает важность и актуальность проблемы, а ее содержание —

необходимость более надежного решения задачи радиационного нагрева массивных слитков при ПТТО: с учетом различной их формы, наличия и радиации, и конвекции, зависимости ТФХ от температуры.

Учитывая, что все эти особенности нелинейного математического моделирования для прямоточных процессов можно преодолеть при помощи метода эквивалентных источников\* [24, 33—39], следует считать, что этот метод даст положительные результаты и в нелинейных задачах ПТТО.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Будрин Д. В. Гидравлический интегратор для решения уравнения теплопроводности // Тр. УПИ. — Свердловск: Metallurgizdat, 1955. — Вып. 53.
2. Гольдфарб Э. М. Теплотехника металлургических процессов. — М.: Metallurgiya, 1967. — 439 с.
3. Иванцов Г. П., Любов Б. Я. Прогрев кусковых материалов в условиях противотока // ДАН СССР, 1952. — Т. 85. — № 5. — С. 993—995.
4. Кавадеров А. В. Тепловая работа пламенных печей. — Свердловск: Metallurgizdat, 1956. — 367 с.
5. Китаев Б. И. Нагрев кусковых материалов в параллельном токе и противотоке газа или жидкости // Тр. Уральского индустр. ин-та. — Свердловск: Metallurgizdat, 1941. — Вып. 17.
6. Китаев Б. И. Теплообмен в шахтных печах. — Свердловск — М.: Metallurgizdat, 1945. — 152 с.
7. Китаев Б. И. Теплообмен в доменной печи. — Свердловск — М.: Metallurgizdat, 1949. — 628 с.
8. Китаев Б. И., Ярошенко Ю. Г., Сучков В. Д. Теплообмен в шахтных печах. — Свердловск — М.: Metallurgizdat, 1957. — 280 с.
9. Китаев Б. И., Ярошенко Ю. Г., Лазарев Б. Л. Теплообмен в доменной печи. — М.: Metallurgiya, 1966. — 356 с.
10. Лыков А. В., Михайлов Ю. А. Теория тепло- и массопереноса. — М.: Госэнергоиздат, 1963. — 535 с.
11. Мазяк З. Ю. Тепло- и массоперенос в пористых телах при переменных потенциалах в среде. — Львов: Виша школа, 1979. — 120 с.
12. Нагрев газом слоя массивных частиц / В. Н. Тимофеев, В. М. Малкин, Ф. Р. Шкляр, Ю. Г. Ярошенко, В. С. Швыдкий // Нагрев и охлаждение стали: Теплотехника слоевых процессов. Сб. науч. тр. № 23 ВНИИМТ. — М.: Metallurgiya, 1970. — С. 212—223.
13. Охлаждение агломерата и окатышей / Н. М. Бабушкин, С. Г. Братчиков, Г. Н. Намятов и др. — М.: Metallurgiya, 1975. — 208 с.

14. *Постольник Ю. С.* К расчету температур и времени нагрева массивных тел при противоточном теплообмене // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1990. — № 6. — С. 84—86.

15. *Постольник Ю. С., Мучник Д. А., Мащенко О. И.* Исследование процесса сухого тушения кокса // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1990. — № 9. — С. 84—86.

16. *Постольник Ю. С., Огурцов А. П.* Сопоставительный анализ двух математических моделей теплообмена массивных тел в противотоке // Математичне моделювання. — 2000. — № 1 (4). — С. 29—30.

17. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б. И. Китаев, В. Н. Тимофеев, Б. А. Боковиков и др. — М.: Металлургия, 1972. — 432 с.

18. Теплотехника доменного процесса / Б. И. Китаев, Ю. Г. Ярошенко, Е. Л. Суханов и др. — М.: Металлургия, 1978. — 248 с.

19. Теплотехника окускования железнорудного сырья / С. Г. Братчиков, Ю. А. Берман, Я. Л. Белоцерковский и др. — М.: Металлургия, 1970. — 344 с.

20. *Тимофеев В. Н.* Теплообмен в слое кусковых материалов. Регенеративный теплообмен // Сб. науч. тр. № 8 ВНИИМТ. — Свердловск: Металлургиядат, 1962.

21. *Блехман Н. К., Мышкис А. Д., Пановко Я. Г.* Прикладная математика: предмет, логика, особенности подходов. — Киев: Наук. думка, 1976. — 270 с.

22. *Кавадеров А. В., Калугин В. Н.* Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. № 6 ВНИИМТ. — Свердловск: Металлургиядат, 1960. — С. 59—70.

23. *Глинков М. А., Глинков Г. М.* Общая теория печей. — М.: Металлургия, 1978. — 264 с.

24. *Постольник Ю. С., Огурцов А. П.* Нелінійна прикладна термомеханіка. — Київ: НМЦ ВО МОНУ, 2000. — 280 с.

25. *Гольдфарб Э. М.* Нагрев тел различной формы газами в прямотоке и противотоке // ЖТФ. — 1954. — Т. 24. № 6. — С. 1012—1019.

26. *Губинский В. И., Лу Чжун-У.* Теория пламенных печей. — М.: Машиностроение, 1995. — 256 с.

27. *Рабинович Г. Д.* Теория теплового расчета рекуперативных теплообменных аппаратов. — Мн.: Изд-во АН БССР, 1963. — 214 с.

28. *Шкляр Ф. Р., Тимофеев В. Н., Раева М. В.* Расчет нагрева тел простейшей формы в слое при небольших числах Фурье // Нагрев и охлаждение стали. Теплотехника слоевых процессов: Сб. науч. тр. № 23 ВНИИМТ. — М.: Металлургия, 1970. — С. 194—211.

29. *Лисиенко В. Г., Лобанов В. И., Китаев Б. И.* Теплофизика металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1982. — 240 с.

30. *Коздоба Л. А.* Вычислительная теплофизика. — Киев: Наук. думка, 1992. — 224 с.

31. *Лыков А. В.* Методы решения нелинейных уравнений нестационарной теплопроводности // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. — 1970. — № 5. — С. 109—150.

32. *Коздоба Л. А.* Методы решения нелинейных задач теплопроводности. — М.: Наука, 1975. — 226 с.

33. *Постольник Ю. С.* Приближенные методы исследований в термомеханике. — Киев—Донецк: Вища шк., 1984. — 158 с.

34. *Постольник Ю. С., Огурцов А. П., Решетняк И. С.* Основы металлургической термомеханики. — Київ—Дніпродзержинськ: Вид. ДДТУ, 1998. — 360 с.

35. *Тимошпольский В. И.* Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. — Мн.: Навука і тэхніка, 1995. — 255 с.

36. *Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Пекарский М. Я.* Кольцевые печи. — Мн.: Выш. шк., 1993. — 248 с.

37. Прикладные задачи металлургической теплофизики / В. И. Тимошпольский, Н. М. Беляев, А. А. Рядно, И. А. Трусова и др. — Мн.: Навука і тэхніка, 1991. — 320 с.

38. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, А. Б. Стеблов, И. А. Павлюченков. — Мн.: Выш. шк., 1992. — 217 с.

39. Промышленные теплотехнологии. Моделирование нелинейных процессов / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, А. П. Несенчук, С. С. Бродский, О. В. Дубина, И. А. Павлюченков. — Мн.: Выш. шк., 2000. — 319 с.

УДК 669.012

**В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ**, докт. техн. наук,  
**В. Б. КОВАЛЕВСКИЙ**, докт. техн. наук (БГПА),  
**В. В. ФИЛИППОВ** (БМЗ), **С. М. КОЗЛОВ**, канд. техн. наук,  
**П. Э. РАТНИКОВ**, **О. Г. ХОПОВА** (БГПА)

## **ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ НАГРЕВА СТАЛЕЙ ПО МИНИМУМУ РАСХОДА ТОПЛИВА\***

Нагрев металла в печах металлургического и машиностроительного производства — весьма энергоемкий технологический процесс. Рост цен на топливно-энергетические ресурсы в последнее время выводит объем топливопотребления в ранг приоритетного критерия при расчете себестоимости продукции.

В ряде научных исследований решались вопросы создания рациональных технологий нагрева металла для термически тонких и

---

\* В порядке обсуждения

массивных тел, обеспечивающих минимизацию окалины и топлива как отдельно, так и в целом [1—4], определения оптимальных конструктивных параметров печи при минимуме затрат на топливо, огнеупоры и обслуживание [5], разработки режимов нагрева стали в многозонной печи для минимизации суммарного расхода топлива [6] и др. Однако, несмотря на то что этой проблеме посвящено множество работ, задача оптимального использования топлива, безусловно, является крайне актуальной.

На основе анализа работ различных авторов можно сделать следующие заключения: графики оптимального режима нагрева с минимальным расходом топлива и учетом ограничений на температуру печи качественно совпадают для термически тонкого и массивного тел [7], режим нагрева, характеризующийся минимальным топливопотреблением, соответствует неизменной тепловой мощности печи при монотонном росте температур греющей среды и металла [5], режимы нагрева металла, оптимальные по окислению, являются рациональными по топливопотреблению [8].

В данной работе предлагается методика решения задачи нагрева призмы прямоугольного сечения  $250 \times 300$  мм от некоторой начальной температуры до заданной по минимуму расхода топлива в печи с шагающими балками стана 850 Белорусского металлургического завода.

Оптимальный режим работы печи является двухступенчатым: вначале идет монотонный нагрев металла с минимально возможной температурой греющей среды или наименьшим расходом топлива, а затем — форсированный нагрев до требуемой температуры. В отличие от других подходов (например, [9]) нами предлагается использовать непосредственно величину расхода топлива в качестве функции управления.

При соответствующих предположениях изменение температуры в призме можно описать дифференциальным уравнением в частных производных [9]:

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

$$0 \leq x \leq R_1, \quad 0 \leq y \leq R_2, \quad 0 < t \leq t_k,$$

с начальными, конечными и граничными условиями:

$$T(x, y, 0) = T_0, \quad (2)$$

$$T(x, y, t_k) = T_k, \quad (3)$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T(R_1, y, t)}{\partial x} = \alpha(T_{\text{печ}}(t) - T(R_1, y, t)) + \sigma(T_{\text{печ}}^4(t) - T^4(R_1, y, t)), \quad (4)$$

$$\frac{\partial T(0, y, t)}{\partial x} = 0,$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T(x, R_2, t)}{\partial y} = \alpha(T_{\text{печ}}(t) - T(x, R_2, t)) + \sigma(T_{\text{печ}}^4(t) - T^4(x, R_2, t)), \quad (5)$$

$$\frac{\partial T(x, 0, t)}{\partial y} = 0,$$

где  $\rho$  — плотность материала;  $c(T)$  — теплоемкость металла;  $t$  — текущее время;  $\lambda(T)$  — теплопроводность металла;  $T(x, y, t)$  — температура в точке  $(x, y)$  в момент времени  $t$ ;  $x, y$  — текущие координаты узкой грани призмы, отсчитываемые от центра;  $R_1$  — половина длины узкой грани призмы;  $R_2$  — половина ширины узкой грани призмы;  $t_k$  — время окончания процесса нагрева;  $T_0$  — начальное, равномерное распределение температуры в призме;  $T_k$  — конечная температура металла;  $T_{\text{печ}}(t)$  — температура печи в момент времени  $t$ ;  $\alpha$  — коэффициент теплообмена конвекцией;  $\sigma$  — коэффициент теплообмена радиацией.

После параметрической идентификации, когда определились коэффициенты  $\alpha$  и  $\sigma$ , адекватность данной математической модели не один раз подтверждалась результатами промышленных экспериментов на БМЗ.

Как правило, в математической модели нагрева металла в качестве функции, управляющей процессом нагрева, выступает температура печи. Авторами статьи сделана попытка управлять динамикой изменения температур греющей среды и металла посредством изменения величины мгновенного расхода топлива. Применен широко апробированный в металлургической теплотехнике метод магистральной асимптотической оптимизации [8—10].

На основе уравнения теплового баланса для печи непрерывного действия можно получить уравнение, описывающее динамику изменения температуры печи по следующему закону [11]:

$$\begin{aligned} \frac{dT_{\text{печ}}(t)}{dt} = & A_1 B(t) - A_2 T_{\text{печ}}(t) - A_3 T_{\text{печ}}^4(t) - \\ & - A_4 \left( \int_0^{R_2} \left[ \alpha(T_{\text{печ}}(t) - T(R_1, y, t)) + \sigma(T_{\text{печ}}^4(t) - T^4(R_1, y, t)) \right] dy + \right. \\ & \left. + \int_0^{R_1} \left[ \alpha(T_{\text{печ}}(t) - T(x, R_2, t)) + \sigma(T_{\text{печ}}^4(t) - T^4(x, R_2, t)) \right] dx \right), \quad (6) \end{aligned}$$

$$T_{\text{печ}}(0) = T_{\text{печ}0}, \quad (7)$$

где  $A_1, A_2, A_3, A_4$  — соответствующие коэффициенты;  $B(t)$  — расход топлива в момент времени  $t$ ;  $T_{\text{печ}0}$  — температура печи в начальный момент времени.

Предположим, что

$$B_1 \leq B(t) \leq B_2, \quad (8)$$

где  $B_1, B_2$  — минимальный и максимальный расходы топлива, определяемые из технологических особенностей конструкции печи.

Тогда задачу о минимизации расхода топлива можно сформулировать так.

Требуется выбрать такой закон изменения расхода топлива  $B(t)$ , удовлетворяющий ограничениям (8), который переводит решение уравнения с частными производными (1), (4), (5) из начального состояния (2) в конечное (3) за время  $t_k$ . При этом температура печи удовлетворяет соотношениям (6), (7) и минимизируется суммарный расход топлива:

$$I(B) = \int_0^{t_k} B(t) dt. \quad (9)$$

Удельный расход топлива  $b$ :

$$b = \frac{b_{\Sigma} Q_{\text{н}}^{\text{р}}}{7000P} 4,186,$$

где  $b_{\Sigma}$  — суммарный часовой расход топлива в печи;  $Q_{\text{н}}^{\text{р}}$  — удельная теплота сжигания топлива;  $P$  — производительность печи.

Очевидно, что магистральный режим для задачи (1)—(9) находится в результате интегрирования уравнения (1) с граничными условиями (4), (5) при температуре печи, определяемой соотношением (6) и  $B(t) \equiv B_1$ . Найдем управление из принципа максимума. Получим, что оно равно либо  $B_1$ , либо  $B_2$ . Следовательно, исходя из минимизации функционала (9), мера множества, где управление  $B(t)$  принимает значение  $B_2$ , должна быть как можно меньше. Определим теперь решение задачи (1)—(8) при  $B(t) \equiv B_1$ ,  $t \in [0, \tau^*]$ , которое обозначим  $T_1(x, y, t)$ ,  $T_{\text{печ}}^1(t)$ . При этом дифференциальные уравнения (1), (6) с граничными условиями (4), (5) и начальными условиями

$$T(x, y, \tau^*) = T_1(x, y, \tau^*), \quad T_{\text{печ}}(\tau^*) = T_{\text{печ}}^1(\tau^*), \quad B(t) \equiv B_2 \quad (10)$$

имеют решение  $T_2(x, y, t)$ ,  $T_{\text{печ}}^2(t)$ ,  $\tau^* < t \leq t_k$ ,  $0 \leq x \leq R_1$ ,  $0 \leq y \leq R_2$ , удовлетворяющее ограничению (9), а при большем значении  $\tau^*$  ограничение (9) не выполняется, тогда управление, построенное таким образом, оптимально.

Следовательно, чтобы построить оптимальный температурный режим работы печи, необходимо найти момент переключения управления  $B(t) - \tau^*$ .

Определить момент переключения можно методом дихотомии по следующему алгоритму.

Шаг 1. Задаем точность вычислений  $\epsilon$  и положим  $a = 0$ ,  $b = t_k$ .

Шаг 2. Вычислим  $\tau^* = \frac{a+b}{2}$ .

Шаг 3. Численно интегрируя уравнения (1), (5) с начальными условиями (2), (6) и  $B(t) \equiv B_1$ , находим  $T_1(x, y, t)$ ,  $T_{\text{печ}}^1(t)$ ,  $t \in [0, \tau^*]$ .

Шаг 4. Численно интегрируя уравнения (1), (5) с начальными условиями (10), находим  $T_2(x, y, t)$ ,  $T_{\text{печ}}^2(t)$ ,  $t \in [\tau^*, t_k]$ .

Шаг 5. Если  $\max_{x,y}(T_2(x, y, t_k) - T_k) > \epsilon$ , то положим  $b = \tau^*$  и перейдем к шагу 2.

Шаг 6. Если  $\max_{x,y}(T_2(x, y, t_k) - T_k) < -\epsilon$ , то положим  $a = \tau^*$  и перейдем к шагу 2.

Шаг 7. Если  $\max_{x,y}(T_2(x, y, t_k) - T_k) \leq \epsilon$ , то закончим вычисления  $\tau^*$ .

Для решения поставленной задачи было разработано программное обеспечение для ПЭВМ и выполнен расчет при следующих исходных данных.

Сталь — 70 К;  $R_1 = 0,15$  м;  $R_2 = 0,125$  м;  $\alpha = 30$  Вт/(м<sup>2</sup> · °С);  $\sigma = 4,65 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup> · °С<sup>4</sup>);  $\rho = 7800$  кг/м<sup>3</sup>;  $T_0 = 27$  °С;  $T_k = 1200$  °С;  $T_{\text{печ}0} = 500$  °С.

Коэффициенты теплопроводности и теплоемкости металла  $\lambda(T)$  и  $c(T)$  определялись по эмпирическим формулам В. А. Маковского [11].

На рис. 1 и 2 показаны изменения температуры печи и металла в характерных точках сечения прямоугольной призмы для заданного оптимального режима расхода топлива при производительности печи  $P_1 = 45$  т/ч и  $P_2 = 70$  т/ч соответственно. Расход топлива в печи при этом составил 1590 и 2620 м<sup>3</sup>/ч. Другие результаты расчетов сведены в таблицу 1.



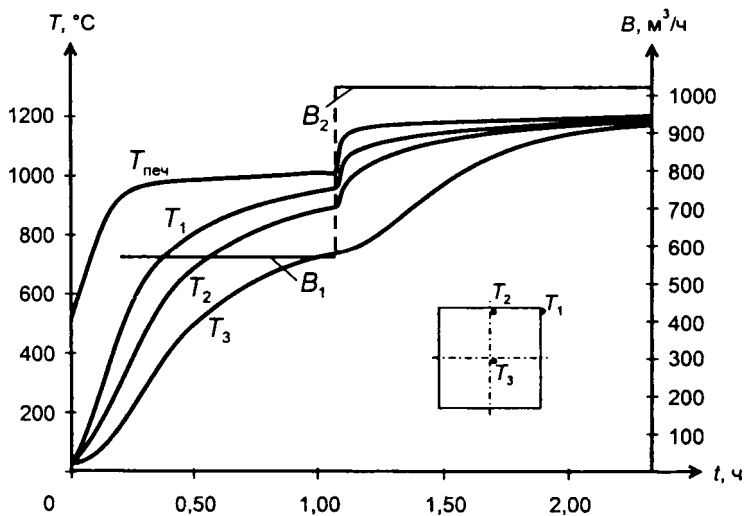


Рис. 1. Динамика температур греющей среды ( $T_{\text{печ}}$ ) и металла в характерных точках сечения заготовки ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ) при заданном оптимальном расходе топлива ( $B_1$ ,  $B_2$ ) при производительности печи  $P = 45$  т/ч

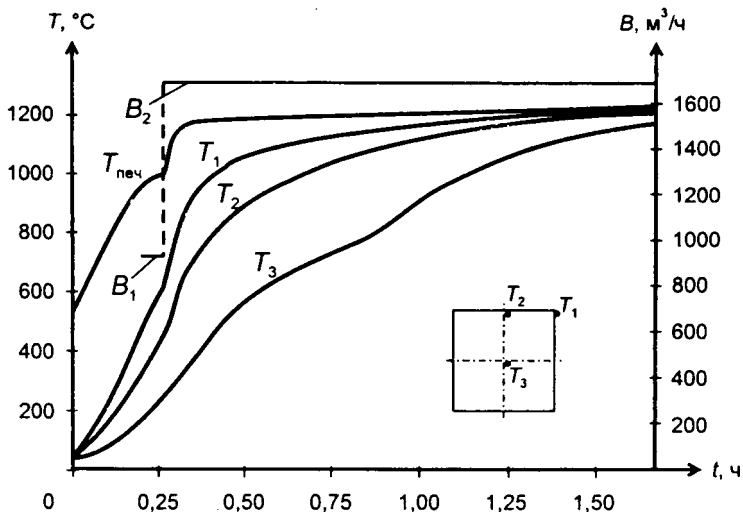


Рис. 2. Динамика температур греющей среды ( $T_{\text{печ}}$ ) и металла в характерных точках сечения заготовки ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ) при заданном оптимальном расходе топлива ( $B_1$ ,  $B_2$ ) при производительности печи  $P = 70$  т/ч

Данные расчетов

$P$ , т/ч	$\tau^*$ , ч	$V_1$ , м <sup>3</sup> /ч	$V_2$ , м <sup>3</sup> /ч	$b$ , кг у. т./т	$A_1$ , °С/м <sup>3</sup>	$A_2$ , 1/ч	$A_3$ , 1/(ч · °С <sup>3</sup> )	$A_4$
45	1,08	570	1020	41,48	7,5	$5 \cdot 10^{-6}$	$10^{-12}$	$8 \cdot 10^{-6}$
70	0,29	930	1690	43,84	5	$5 \cdot 10^{-6}$	$10^{-12}$	$8 \cdot 10^{-6}$

Максимальное отклонение температуры металла от заданной в конце нагрева не превышает 30 °С, что свидетельствует об удовлетворительном равномерном прогреве слитка.

### ЛИТЕРАТУРА

1. *Малый С. А.* Экономичный нагрев металла. — М.: Металлургия, 1967. — 191 с.
2. *Гольдфарб Э. М., Ибряев В. С.* Оптимальный режим нагрева металла по критерию минимума суммарной стоимости расходуемого топлива и потерь металла на окисление // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1971. — № 12. — С. 144—148.
3. Нагрев тонкого тела в проходной печи с минимальным расходом топлива / Н. Ю. Тайц, Ю. С. Борбоц, В. М. Ольшанский, А. А. Гузов // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1974. — № 6. — С. 167—169.
4. Оптимальный нагрев металла в колодцах контролируемого охлаждения с минимальным расходом газа / Ю. В. Дьяченко, А. А. Терлеев, В. И. Тимошпольский и др. // Изв. вузов. Энергетика. — 1993. — № 11. — С. 130.
5. *Бутковский А. Г., Гольдфарб Э. М., Гескин Э. С.* Применение принципа максимума для оптимизации температурного режима печей // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1967. — № 3. — С. 173—177.
6. *Гольдфарб Э. М., Гескин Э. С.* Оптимизация температурных режимов пламенных печей методами линейного и квадратичного программирования // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1965. — № 1. — С. 159—163.
7. Выбор режима нагрева металла с минимальным расходом топлива / Н. Ю. Тайц, Л. А. Гузов, В. М. Ольшанский, Ю. С. Борбоц // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1975. — № 4. — С. 164—167.
8. Теплотехнология металлургических мини-заводов / В. И. Тимошпольский, А. Б. Стеблов, И. А. Трусова и др. — Мн.: Навука і тэхніка, 1992. — 158 с.
9. *Тимошпольский В. И.* Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. — Мн.: Навука і тэхніка, 1995. — 256 с.
10. *Ковалевский В. Б., Папкович В. Н., Козлов С. М.* Определение расхода топлива на основе теплового баланса для печей непрерывного действия // ИФЖ. — 1996. — Т. 69. — № 2. — С. 285—290.
11. *Маковский В. А.* Эмпирические формулы для выражения температурной зависимости теплофизических свойств стали // Сталь. — 1972. — № 1. — С. 87—89.

А. Д. ШЕВЧЕНКО, канд. техн. наук (БМЗ),  
Н. А. СВИДУНОВИЧ, докт. техн. наук (БГТУ),  
И. Г. БИОХ, С. А. ФОМЕНКО (БГПА)

## ПУТИ СОКРАЩЕНИЯ РАСХОДА ТОПЛИВА В ДУГОВЫХ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ\*

В мировом производстве черных металлов наблюдается неуклонный рост доли электросталеплавильного производства; это сопровождается улучшением основных показателей технологического процесса.

Вместе с тем дефицит энергии в силу определенных экономических обстоятельств вызывает необходимость поиска новых технических решений при создании и модернизации ДСП, применения альтернативных источников и совершенствования существующих технологических процессов для снижения удельного расхода топлива.

На данный момент можно отметить следующие основные тенденции.

1. Использование топливно-кислородных горелок для интенсификации расплавления металлошихты непосредственно в печи.
2. Донная продувка металла в шихте.
3. Предварительный подогрев шихты вне печи за счет теплоты отходящих газов.
4. Переход на использование ДСП постоянного тока.
5. Применение угольного порошка.
6. Дожигание отходящих газов в пространстве печи и др.

В настоящее время в ДСП на расплавление лома затрачивается около 70 % необходимой энергии, а на нагрев жидкой ванны около 30 %. Если для нагрева жидкой ванны идеальным источником энергии является электрическая дуга, то в процессе расплавления лома около 2/3 необходимой энергии может быть получено за счет сжигания более дешевого минерального топлива. Пропорционально снижению расхода электроэнергии уменьшается и расход дорогостоящих электродов, что резко увеличивает экономическую эффективность замены максимально возможной доли электроэнергии топливом. Необходимым условием такой замены является достаточно высокий коэффициент полезного использования теплоты топлива (КИТ).

---

\* Под редакцией В. И. Тимошпольского, И. А. Трусовой.

При относительно небольших расходах топлива, характерных для существующих установок стеновых и сводовых топливно-кислородных горелок (ТКГ), получение необходимых значений КИТ не вызывает особых затруднений. ТКГ используются для плавления лома в течение примерно 50 % времени плавления и обеспечивают интенсивную теплоотдачу лому от продуктов сгорания за счет конвекции и излучения. Мощность ТКГ для 50-тонной ДСП составляет примерно 8 МВт и около 22 МВт у 150-тонной ДСП [1]. При этом рекомендуется подавать энергии примерно 32 кВт·ч/т у ДСП сверхвысокой мощности и 55—91 — у обычных ДСП. Эффективность использования теплоты, вводимой через ТКГ, составляет 60—80 % в начале подачи и снижается на 40—50 % в ходе плавления. Применение ТКГ на ДСП разной емкости позволяет экономить энергию в количестве 16—91 кВт·ч/т.

Однако зона действия таких ТКГ ограничена локальными участками верхних слоев лома, что не обеспечивает максимально возможного сокращения энергии и электродов [2]. Для этого следует резко увеличить зону факелов ТКГ. Решение проблемы не может быть найдено только путем приспособления установок ТКГ к существующим ДСП. Необходимы существенные изменения конфигурации и основных параметров самих ДСП. Поэтому ТКГ вводятся в рабочие пространства через сводики, перекрывающие дополнительные эркерные камеры, выполненные в подине печи, имеющей особую, отличную от обычной, конфигурацию. Горелки снабжаются механизмами вертикального перемещения и поворота вокруг продольной оси, что благодаря размещению сопел на боковой поверхности горелок обеспечивает по ходу процесса подачу топлива под слой твердой шихты равномерно по всей площади ванны. Распространение зоны относительно равномерного действия факелов на всю массу лома в ДСП позволяет увеличить мощность ТКГ и КИТ до уровня, характерного для электрических дуг, и обеспечить за счет сжигания топлива более половины общих энергетических затрат на процесс. При этом наиболее эффективно решается задача использования в больших количествах не только газообразного, но и наиболее дешевого твердого топлива, заваливаемого послойно вместе с ломом.

Принципиальное значение имеет место подачи кислорода (в ванну или в рабочее пространство печи). При подаче кислорода в ванну интенсифицируется процесс обезуглероживания стали и соответственно выделение  $\text{CO}$ , а при подаче в рабочее пространство идет дожигание  $\text{CO}$  до  $\text{CO}_2$  с тепловым эффектом 25,3 МДж/м<sup>3</sup>, что позволяет снизить расход электроэнергии [3]. Эффективность

теплопередачи энергии в зону технологического процесса зависит от температуры теплоносителя. При конвективной теплопередаче величина потока к ванне определяется массовой скоростью и схемой потока, при высокой температуре преобладает радиационная составляющая.

Эффективность горелок в стенах ДСП (емкостью от 10 до 140 т) при плавлении лома может достигать 0,95 при температуре отходящих газов более 500 °С, при этом получается до 5 кВт · ч/м<sup>3</sup> кислорода. С увеличением степени окисления, измеряемой соотношением (СО)/(СО+СО<sub>2</sub>), выход энергии от дожигания СО может увеличиться до 3,5—4,5 кВт · ч/м<sup>3</sup> кислорода, однако экономически выгодный предел с учетом стоимости электроэнергии, электродов, кислорода, углерода, удельного расхода электродов не превышает 3,5 кВт · ч/м<sup>3</sup> кислорода [4]. С увеличением расхода кислорода для дожигания СО с 4 до 18,5 м<sup>3</sup>/т выход дополнительной энергии уменьшается с 4 до 2 кВт · ч/м<sup>3</sup> кислорода.

При подаче кислорода в нижнюю часть ДСП на уровне пенящего шлака эффективность дожигания СО в 1,5 раза выше, чем при подаче кислорода с помощью 4—6 инжекторов, расположенных по середине высоты боковых стен печи. В 1-м варианте можно сэкономить 4,5 кВт · ч/м<sup>3</sup> кислорода при эффективности теплопередачи 72 %. Менее эффективно используется теплота от дожигания СО в верхней части корпуса печи после образования жидкой ванны в результате расплавления первой корзины шихты (13 %), так как в этот период теплопередача происходит в основном излучением, а при нижней подаче кислорода на уровне шлака или в объеме ванны — конвекцией. При верхней подаче кислорода в ДСП емкостью 100 т температура отходящих газов 195 °С, тепловые потери в панелях боковых стен и свода 7,1 МВт, при нижней — всего 55 °С и 2 МВт [5].

Следует обратить внимание на процесс выплавки стали в ДСП с элементами технологии конвертерной плавки (с интенсивным вдуванием кислорода на уровне 50—70 м<sup>3</sup>/т и углеродсодержащих порошкообразных материалов на уровне 20—35 кг/т) [6, 7]. При этом удельный расход электроэнергии составляет 280 кВт · ч/т для 70—80-тонной ДСП. ДСП оборудованы 5—7 комбинированными фурмами ТКГ для инъекции коксовой мелочи в струе кислорода, системой вдувания угольной пыли до 10 кг/т через трубчатый электрод при проплавлении «колодцев» и через рабочее окно в шлак, 3—6 донными охлаждаемыми фурмами для кислородного обезуглероживания стали.

Необходимо отметить, что широкое использование угольного порошка сдерживается интенсивным износом подины [8]. Обычно

фурменная система для ввода кислорода и углерода установлена на стенке печи в положении, обеспечивающем максимальное проникновение кислорода в ванну. Кислород подают в ультразвуковом режиме. Выполняемые функции те же, что и при донной продувке (окисление углерода, перемешивание ванны и повышение температуры), однако степень перемешивания ниже по сравнению с донными фурмами. Ввод кислорода и углерода в ванну важен для образования пенистого шлака достаточной толщины.

К примеру, для 80-тонной ДСП температура стали на выпуске 1680 °С, инжекция углерода 8—25 кг/мин, кислородная фурма 2500 м<sup>3</sup>/ч, удельный расход электроэнергии 295 кВт·ч/т, расход электродов 1,4 кг/т, общий расход углерода 16,4 кг/т [8].

Немаловажным фактором при сокращении расхода топлива в ДСП является подогрев шихты. С охлаждением печей и дымовыми газами теряется до 25 % теплоты, затрачиваемой на процесс производства стали (120—150 кВт·ч/т). Рациональное использование хотя бы части на энергоносители снижает себестоимость стали. Теплосодержание дымовых газов в мировой практике используется в виде насыщенного пара технологических параметров для нагрева лома. В виде пара и горячей воды можно утилизировать до 50 кВт·ч/т, при нагреве лома — до 35—45 кВт·ч/т. При этом экономится до 35—45 кВт·ч/т электроэнергии [9].

Обычно ДСП снабжены одной-двумя расположенными над сводом вертикальными шахтами для подогрева лома за счет теплоты дожигаемых в шахте отходящих газов ДСП и продуктов сгорания природного топлива, подаваемого специальными горелками. Для ДСП емкостью 120 т расход электродов 1,2 кг, электроэнергии 360 кВт·ч/т при расходе кислорода 35 м<sup>3</sup> на 1 т жидкой стали, продолжительность цикла плавки 1 ч.

Особенно эффективны шахты, оборудованные в донной части убирающимися пальцами, удерживающими шихту во время нагрева. Печь такого типа емкостью 140 т с двумя шахтами расходует 230 кВт·ч/т электроэнергии, 1,2 кг электродов, 25 м<sup>3</sup> кислорода, 2,5 м<sup>3</sup> топлива, 3 кг угольного порошка на 1 т жидкого металла; достигается производительность 175 т/ч (1,2 млн т/год).

Утилизация тепловой энергии наиболее эффективна при непрерывной подаче фрагментированного лома или металлизированных окатышей по конвейеру [10]. Предварительный подогрев лома в загрузочных бадах до 600—800 К обеспечивает снижение удельного расхода электроэнергии на 50—75 кВт·ч/т. Однако из-за ограниченной стойкости бадей температура подогрева лома обычно не превышает 300—350 °С, что обеспечивает снижение расхода

электроэнергии до 400—430 кВт·ч/т. Дальнейшее сокращение этих расходов требует значительного увеличения количества топлива, используемого вместо электроэнергии, и перехода к высоко-температурному подогреву всей массы лома.

При использовании подогревателя конвейерного типа температура подогрева лома составляет 600—750 °С, расход электроэнергии при использовании топливно-кислородных горелок снижается до 320—340 кВт·ч/т.

Существенным фактором является также использование жидкого чугуна в качестве шихты, что позволяет сократить продолжительность плавки, расход электроэнергии и электродов. Хотя использование чугуна в электросталеплавильном цехе значительно усложняет организацию работ в разливочном пролете, вызывает простои сталеразливочных агрегатов при сведении их для последовательной заливки чугуна в обе печи, а повышенная массовая доля углерода по расплавлению шихты приводит к увеличению окислительного периода и нагреву оборудования и футеровки печи. Но тем не менее использование жидкого чугуна при расходе 300 кг/т стали (для 100-тонной ДСП) позволяет снизить расход электроэнергии в среднем с 500 до 400 кВт·ч/т и сократить продолжительность плавки на 35 мин (с 4 ч 30 мин до 3 ч 55 мин). При оптимальной организации производства эти показатели на отдельных плавках могут достигать соответственно 320 кВт·ч/т и 2 ч 45 мин [11].

Последние годы характеризовались внедрением одноэлектродных дуговых сталеплавильных печей постоянного тока (ДСППТ), имеющих перед традиционными трехэлектродными ДСП переменного тока следующие преимущества: снижение расхода графитированных электродов, уменьшение расхода огнеупоров, уменьшение угара металла, снижение уровня фликкера, улучшение экологической обстановки в плавильных и литейных цехах. Вместе с тем к недостаткам ДСППТ следует отнести необходимость применения в них специального подового электрода, требующего дополнительных затрат. Широкое применение ДСППТ обусловлено их преимуществами: снижением расхода электродов и флюктуаций напряжения в электрической системе не менее 50 %, уровня шума на 10—15 дБ, пылегазовых выбросов, угара шихты [12].

Из анализа литературных и производственных данных видно, что в большинстве случаев мероприятия, направленные на снижение расхода топлива, требуют дополнительных затрат на капитальные вложения, что затрудняет их внедрение. Поэтому одним из путей экономии средств является разработка математического

моделирования процессов выплавки с использованием комплексных моделей, учитывающих тепловые, физико-химические процессы и т. д. и позволяющих разрабатывать оптимальные технологические режимы.

## ЛИТЕРАТУРА

1. New steel melting technologies. P. II / Jones J. F. T. // Iron and Steel-maker. — 1996. — 23. — № 5. — С. 63—65.
2. Топливоно-дуговые электропечи — будущее электросталеплавильного производства / Ю. Н. Тулуевский, В. Г. Мизин, И. Ю. Зинуров // Материалы семинара. Электросталеплавильные комплексы для реконструкции цехов и плавильных участков металлургических и машиностроительных заводов (19—23 окт., 1992). — Волгоград, 1992.
3. *Егоров А. В.* Об эффективности использования альтернативных источников тепловой энергии в дуговых сталеплавильных печах // Сталь. — 1997. — № 3.
4. New development in electric arc furnace technologies / Samuelsson P. // Rev. Met (Fr.). — 1997. — 94, № 4. — С. 431—436.
5. Optimization of post-combustion in the EAF / Samuelsson P., Chiariello M. // Развитие на мет. На Балканите към начало на 21 в.: I Балкан. конф. по мет., Варна, 28—30 май, 1996: Докл. — София, 1996.
6. *Ballandino W., Hauck F. G.* // Metallurgical Plant and Technology International. — 1992. — V. 15. — P. 42—51.
7. *Ballandino W., Hauck F. G., Klintworth K.* // Stahl und Eisen. — 1992. — № 9. — P. 83—88.
8. *Мауридис Дж., Бендин М.* Концепция «Данарк» — усовершенствование технологии выплавки в дуговых печах переменного тока / Междунар. конференция. Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке (6—10 июня 1994). — М.: Металлургия, 1994.
9. Утилизация тепла большегрузных электросталеплавильных печей / А. З. Рыжавский, А. Г. Нотыч // Материалы семинара. Электросталеплавильные комплексы для реконструкции цехов и плавильных участков металлургических и машиностроительных заводов (19—23 октября 1992). — Волгоград, 1992.
10. *Takahashi M., Honda M., Hongu A.* // Nippon steel technical report. — 1994. — № 61. — P. 58—64.
11. Опыт выплавки стали в 100-т дуговых печах АО «Северсталь» с использованием в шихте жидкого чугуна / В. А. Уйманов, Б. Я. Балдаев, А. В. Шурыгин, Г. И. Громов // Тр. 4 Конгр. сталеплавильщиков (7—10 октября 1996). — М., 1996. — С. 148—149.
12. Электродуговая печь с регулируемой полярностью электродов / И. М. Бермицкий, Г. А. Воронин, В. Н. Курлыкин, А. А. Никулин, А. И. Черняк // Материалы семинара. Электродуговые печи постоянного тока (24—28 мая 1993). — Ижевск, 1993.



О. С. КОМАРОВ, докт. техн. наук, В. М. КОРОЛЕВ, канд. техн. наук,  
 Д. О КОМАРОВ, Д. М. ГОЛУБ (БГПА),  
 В. Д. БОЛОТСКИЙ, канд. техн. наук (БелНИИЛит)

## ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ШАРОВЫХ МЕЛЬНИЦ

В настоящее время в Республике Беларусь существует несколько производителей мелющих шаров для барабанных мельниц. Все они изготавливают шары (довольно низкого качества) из марганцовистых сталей методом литья или из стали 45 прокаткой. Однако потребители предпочитают покупать мелющие шары за рубежом, которые также не удовлетворяют по критериям износостойкости (не нарабатывают 1200 ч, как того требует ГОСТ).

В работе решали задачу замены стали другим материалом с более высокой износостойкостью, но при этом обладающим достаточно высокой ударной вязкостью. Проведенные ранее исследования показали, что наиболее подходящим материалом является высокохромистый чугун [1].

Для определения ударостойкости изготовлен испытательный стенд (рис. 1), который представляет собой вертикальную шахту 3 с ковшовым элеватором 2, перемещающимся с помощью цепной передачи 4. Элеватор, оснащенный 10 ковшами 2 для индивидуального подъема шаров, действует в автоматическом и наладочном режимах. Загрузка шаров производится в нижнем положении ковшей. При достижении ковшом верхней точки цепи шар выкачивается из ковша в вертикальную трубу, где он совершает свободное падение до соприкосновения с неподвижной пятой сферической формы. Далее шар самопроизвольно скатывается к заслонке перед падением в ковш. При подходе свободного ковша заслонка открывается, и шар падает в ковш для подъема на очередной цикл.

Испытания проводили на шарах различных диаметров (60, 80, 100, 120 мм) из чугуна состава, % (по массе):

C	Si	Cr	Mn	Mo	V	W
2,0	0,9	16	0,5	0,5	0,5	0,1

Расплав чугуна перед заливкой в формы модифицировали 0,3 % SiCa в ковше в процессе его заполнения из индукционной печи [2].

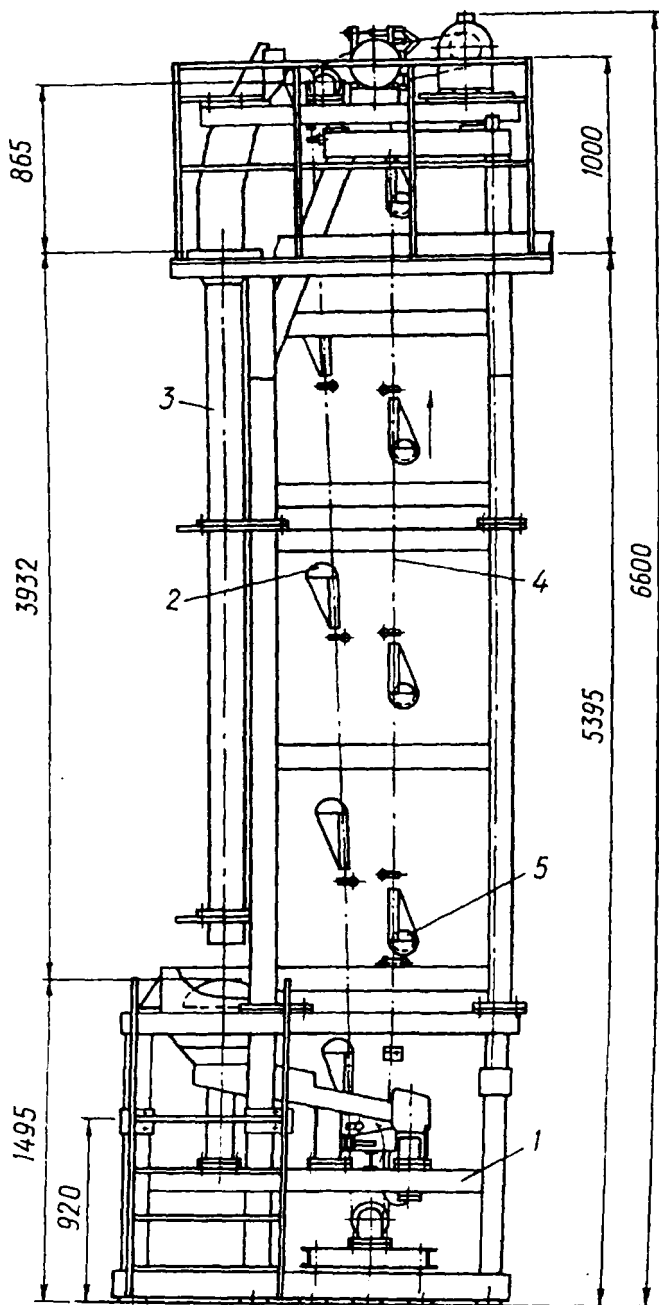
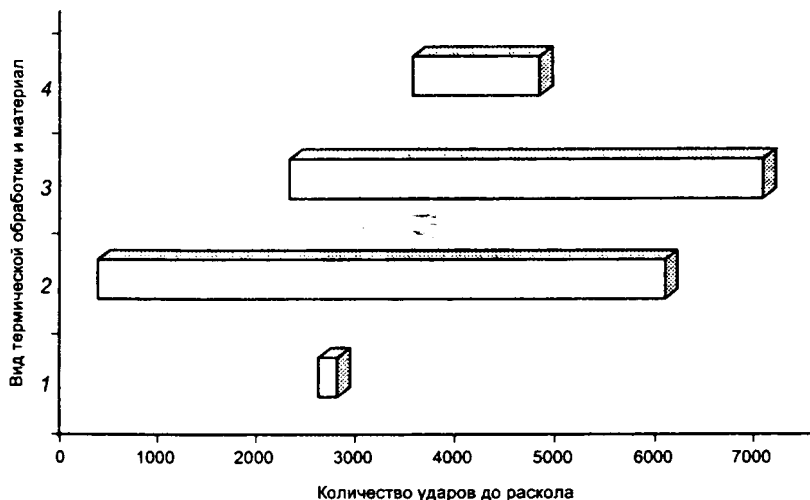


Рис. 1. Схема стенда для испытания шаров на ударную стойкость



**Рис. 2.** Диаграмма ударостойкости шаров:  
 1 — сталь Г13Л; 2 — закалка при 950 °С;  
 3 — закалка при 1150 °С; 4 — без термообработки

Литые шары делили на три части, одна из них испытывалась в литом состоянии, вторая — после закалки на воздухе при 950 °С, третья — при 1150 °С. Перед испытанием все отливки проходили низкий отпуск при 250 °С. В качестве эталона использовали шары из марганцовистой стали Г13 производства солигорского завода «Универсал-Лит». Результаты испытаний показаны на рис. 1. Как видно из рис. 2, некоторые шары выдерживали очень малое количество циклов. Выяснилось, что низкая ударная стойкость связана с усадочной пористостью, расположенной, как правило, в центре шара. Из приведенных на рис. 2 данных можно сделать следующие выводы:

- 1) ударостойкость шаров из ВХЧ не ниже ударостойкости шаров из марганцовистой стали;
- 2) на ударостойкость шаров из ВХЧ термообработка не влияет;
- 3) существенное влияние на ударостойкость оказывает плотность отливки;
- 4) термообработка увеличивает разброс значений ударостойкости.

После проведения испытаний на солигорском заводе «Универсал-Лит» изготовлена опытно-промышленная партия шаров диаметром 60 мм (5 т). Партия в ноябре 1998 г. поступила на испытания на МКСИ. Испытания проходили на Минском комбинате

силикатных изделий согласно требованиям, принятым на заводах Министерства архитектуры и строительства. Основными критериями в процессе испытаний были качество помола и износ по массе и объему шара. Испытания показали, что качество помола соответствует принятым на комбинате требованиям, а износостойкость значительно превышает требуемую по ГОСТу и в 2,8 раза выше по сравнению со стальными, полученными прокатом.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Комаров О. С., Ходасевич В. Г., Урбанович Н. И. Исследование механических свойств высокохромистых чугунов // *Металлургия*. — Мн.: Выш. шк., 1987. — Вып. 21. — С. 81—83.

2. А. с. 1650706. Способ модифицирования чугуна комплексным модификатором / О. С. Комаров, Н. И. Урбанович, Д. О. Комаров.

УДК 621.74:628.517

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, докт. техн. наук (БГПА)

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ТРАВМАТИЗМА ЛИТЕЙЩИКОВ

Несчастному случаю всегда предшествуют те или иные отклонения от нормального хода производства, особенно в литейных цехах. Безопасность и безвредность условий труда определяют две группы факторов: производственно-технические (организационные, технические, факторы производственной среды) и человеческие или, как их принято называть, психофизиологические. При анализе производственного травматизма необходимо учитывать весь комплекс факторов, определяющих условия труда на производстве.

Исследования производственного травматизма в литейных цехах проводились на основе детального изучения данных актов по форме Н-1 и первичных материалов расследования несчастных случаев с использованием статистического анализа, который позволяет определить динамику и выявить закономерности роста или снижения показателей травматизма. Основные показатели, которыми оперируют при использовании этого метода, — коэффициенты частоты  $K_ч$  и тяжести  $K_т$  травматизма. Анализ производственного травматизма проводился в литейных цехах, выбранных в качестве объектов исследований. Были определены коэффици-

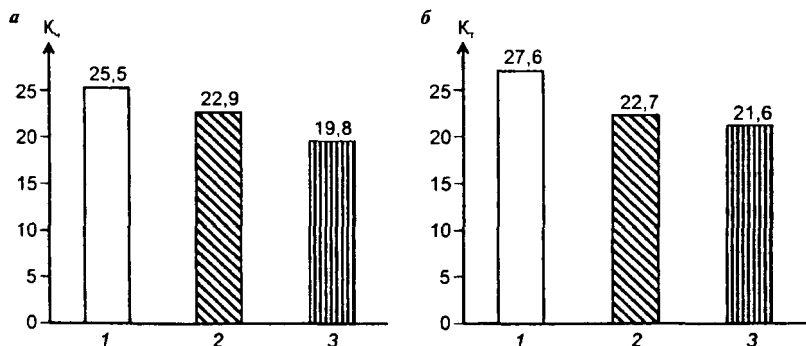


Рис. 1. Распределение показателей травматизма в литейных цехах: 1 — массового; 2 — серийного; 3 — мелкосерийного производства

енты частоты и тяжести травматизма, выявлено распределение несчастных случаев по участкам цехов, по профессии, возрасту и стажу работы пострадавшего, времени происшествия, характеру повреждения, причинам и травмирующему фактору.

Исследование производственного травматизма в литейных цехах показало, что уровень его высок; основные показатели в 1,5—2,5 раза превышают общезаводские. Анализ данных свидетельствует, что показатели травматизма определяются и характером производства литейных цехов. Средние значения коэффициентов частоты  $K_{\text{ч}}$  (рис. 1, а) и тяжести  $K_{\text{т}}$  (рис. 1, б) травматизма наиболее велики в литейных цехах массового производства, что объясняется высоким уровнем механизации и автоматизации и наиболее неблагоприятными условиями труда. Воздействие факторов производственной среды в течение всей рабочей смены приводит к утомлению, снижению работоспособности, ослаблению внимания, замедлению реакций и тем самым способствует возникновению травмоопасных ситуаций.

Отмечается тенденция к снижению значений коэффициента частоты в литейных цехах с любым характером производства, что говорит об эффективности проводимой работы по снижению показателей травматизма. Однако коэффициент тяжести травматизма имеет в основном тенденцию к возрастанию, так как с увеличением уровня механизации производства травмирование работающих машинами и механизмами, как правило, приводит к более серьезным последствиям, особенно в цехах массового производства.

Данные о неблагоприятных факторах производственной среды коррелируют с количеством несчастных случаев. Проведенные исследования показали, что наибольшее количество несчастных

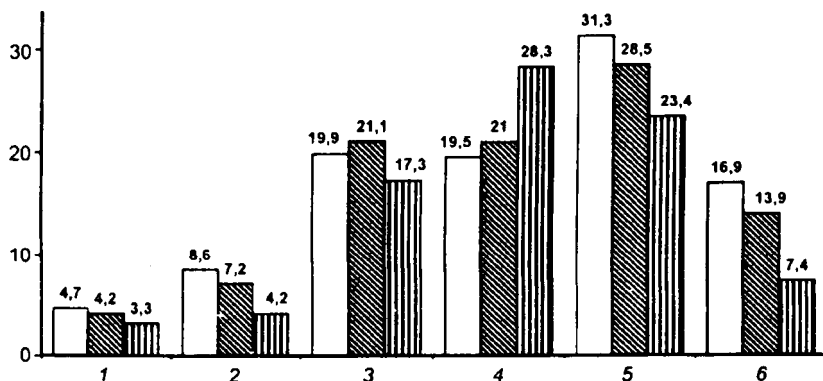


Рис. 2. Распределение несчастных случаев по участкам литейных цехов: 1 — смесеприготовительный; 2 — стержневой; 3 — формовочный; 4 — плавно-заливочный; 5 — обрубно-очистной; 6 — службы (□ — массового; ▨ — серийного; ▩ — мелкосерийного производства)

случаев по месту их происшествия приходится на обрубной, формовочный и плавно-заливочный участки (рис. 2).

Особо следует отметить обрубной участок литейных цехов массового производства; здесь отмечается высокий процент травм, несмотря на более высокий уровень механизации. Однако на этом участке имеется значительное количество операций, выполняемых вручную (навешивание и съем отливок с подвесных конвейеров, обрубка, зачистка ручным инструментом, погрузка в тару и т. д.) при высокой напряженности труда в неблагоприятных условиях (значительные уровни шума, вибрации, повышенная запыленность). Кроме того, следует отметить, что мышечная работоспособность после четвертого часа работы снижается на 20—28 %. Высокий уровень травматизма и в цехах мелкосерийного производства, где велика доля ручного труда, связанного с подготовкой кокилей, набором, переноской и заливкой жидкого металла вручную, извлечением отливок. Физически напряженная работа выполняется в условиях высоких тепловых потоков и температур, повышенного шума и запыленности воздуха. На плавно-заливочных участках литейных цехов мелкосерийного производства отмечается более высокий процент несчастных случаев по сравнению с цехами массового производства, что объясняется, несмотря на более благоприятные условия труда, заливкой форм чаще всего на плацу, где невозможно предусмотреть все меры предосторожности.

Статистическая обработка экспериментальных данных позволила получить зависимости количества несчастных случаев на участках от условий труда на рабочих местах (таблица 1). Наилуч-

Виды математических моделей зависимости количества несчастных случаев от условий труда на участках литейных цехов

Участок цеха	Вид модели	Значение коэффициента регрессии
Смесеприготовительный	$K_{\text{ч}} = 2,1e^{0,15K_{\text{згр}}}$	0,98
Стержневой	$K_{\text{ч}} = 2,9e^{0,15K_{\text{згр}}}$	0,80
Формовочный	$K_{\text{ч}} = 18,5e^{1,1 \cdot 10^{-2} K_{\text{згр}}}$	0,75
Плывильно-заливочный	$K_{\text{ч}} = 115e^{-0,18K_{\text{згр}}}$	0,78
Выбивной	$K_{\text{ч}} = 2,3e^{0,16K_{\text{згр}}}$	0,93
Обрубно-очистной	$K_{\text{ч}} = 13,2e^{8,2 \cdot 10^{-2} K_{\text{згр}}}$	0,96
Службы	$K_{\text{ч}} = 0,75e^{0,45K_{\text{згр}}}$	0,92

шие приближения получены с использованием экспоненциальной модели типа  $Y = Ae^{BX}$ , при этом значения коэффициентов регрессии изменялись от 0,75 до 0,98. Отрицательное значение показателя экспоненты (-0,18) для плавилисьно-заливочных участков обусловливается тем, что, как отмечалось выше, значения  $K_{\text{згр}}$  (относительный показатель, характеризующий условия труда на рабочем месте) для этих участков в литейных цехах мелкосерийного производства наименьшие, а количество случаев — наибольшее.

Также следует особо отметить службы механика, энергетика и другие, на долю которых приходится около 15 % всех случаев. Это в основном относится к литейным цехам массового и серийного производства, где уровень механизации и автоматизации составляет 65—80 %.

При обслуживании оборудования ремонтники работают в неблагоприятных условиях (повышенный шум, запыленность, загазованность, высокие температуры, недостаточная освещенность, неудобные напряженные позы), что способствует утомлению, снижению внимания и возникновению несчастных случаев.

Наиболее травмоопасны в литейных цехах всех видов производств профессии формовщика, обрубщика, плавилисьника, залищика и слесаря-ремонтника (рис. 3). Следует обратить внимание на значительный травматизм залищиков в цехах серийного и мелкосерийного производства, где формы заливаются на плацу, что требует усиления мер предосторожности в сравнении с заливкой на конвейерах.

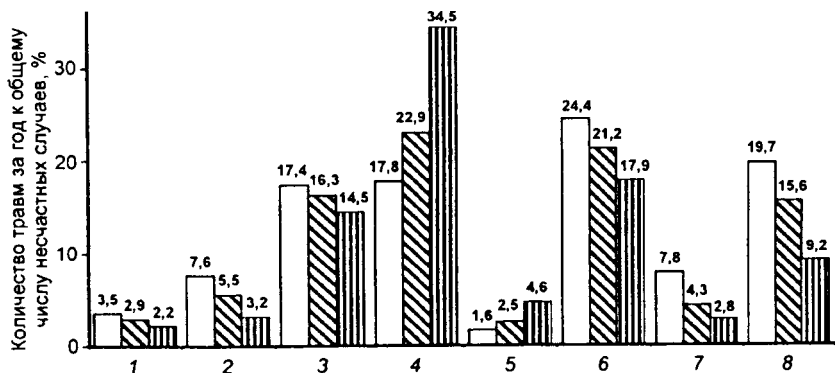


Рис. 3. Распределение несчастных случаев по профессиям пострадавших в литейных цехах:

1 — земледел; 2 — стерженщик; 3 — формовщик; 4 — плавильщик, заливщик; 5 — выбивщик; 6 — обрубщик, наждачник; 7 — транспортировщик литья; 8 — ремонтники (□ — массового; ▨ — серийного; ■ — мелкосерийного производства)

На основании статистической обработки экспериментальных данных были получены зависимости количества несчастных случаев, приходящихся на разные профессии литейщиков, от условий труда (таблица 2), анализ которых показал достаточную корреляцию распределения случаев по профессиям работающих от условий труда ( $K_{загр}$ ).

Таблица 2

Виды математических моделей зависимости количества несчастных случаев от условий труда работающих в литейных цехах

Профессия работающих	Вид модели	Значение коэффициента регрессии
Земледел	$K_{ч} = 1,2e^{0,2K_{загр}}$	0,99
Стерженщик	$K_{ч} = 1,8e^{0,19K_{загр}}$	0,88
Формовщик	$K_{ч} = 12e^{6,2 \cdot 10^{-2} K_{загр}}$	0,69
Плавильщик-заливщик	$K_{ч} = 560,5e^{-0,35K_{загр}}$	0,89
Выбивщик	$K_{ч} = 20,6e^{0,2K_{загр}}$	0,73
Обрубщик, наждачник	$K_{ч} = 10,2e^{8 \cdot 10^{-2} K_{загр}}$	0,90
Ремонтник	$K_{ч} = 1,9e^{0,52K_{загр}}$	0,87



Также было отмечено, что если соотношение количества травм по профессиям ежегодно в каждом цехе меняется и суммарно находится на одном уровне, то количество травм обрубщиков и формовщиков близко к указанным выше величинам. Причем большее число травм приходится на литейщиков, обрабатывающих отливки, значительные по объему и достаточно сложные по конструкции. Причина — несовершенство технологии формовочных работ: использование формовочной смеси недостаточной прочности, приводящее к литейным дефектам на поверхности отливок, хаотически расположенных, что исключает возможность применения дистанционных средств очистки и предопределяет значительный объем обрубных работ.

Высокий процент травм формовщиков связан с довольно значительным объемом применяемых ручных операций. Травмы формовщиков происходят во время установки опок и модельных плит на машины и при снятии их, при сборке верхних и нижних полуформ, при укладке опок в штабеля и прочих операциях, связанных с подъемом и перемещением различных грузов. Характерно, что эти виды работ отличаются наиболее неблагоприятными санитарно-гигиеническими показателями, что, несомненно, оказывает влияние на состояние работающих и, как следствие, — на количество несчастных случаев.

Следует отметить и достаточно высокий процент травм слесарей-ремонтников (10—15 %). Это свидетельствует о конструктивных недостатках оборудования, порождающих отказы, аварии, преждевременный выход из строя.

Изучение распределения травм по стажу работы пострадавших показало, что в литейных цехах основное количество несчастных случаев приходится на работающих со стажем работы до трех лет. Высокий уровень травмирования работающих со стажем до одного года (в среднем более 20 %) говорит о том, что в литейных цехах имеет место высокая текучесть кадров. Особенно это проявляется в литейных цехах серийного и мелкосерийного производства, где отмечается самый высокий процент травмируемых со стажем работы в цехе до одного года при возрасте 22—24 года и низкой квалификации (ученик 1—2-го разряда).

Аналогичное положение отмечается и в других цехах. Так, в литейных цехах массового производства количество пострадавших низкой квалификации составляет 23,3 %, серийного — 37,4 % и мелкосерийного — 59,6 %. Высокие разряды работающих в литейных цехах определяются главным образом за счет квалификации модельщиков и слесарей-ремонтников (в основном 4—6-й разряды). В цехах массового производства количество работающих 3—

4-го разрядов наибольшее, так как высокий уровень механизации требует квалифицированного обслуживания.

В литейных цехах в первую смену происходит более 50 % всех несчастных случаев, во вторую — около 30 % и в третью — около 20 %. Такое распределение, конечно, в первую очередь объясняется разницей в численности работающих в каждой смене. Однако значительное количество травм во вторую и особенно в третью смену свидетельствует о недостаточном контроле со стороны администрации за соблюдением мер безопасности и выполнением всех требований и положений технологических процессов, а также поддержанием надлежащего порядка на рабочих местах. Наибольшее количество травм приходится на первый и пятый дни недели, на начало и окончание трудового процесса, а также на первый, четвертый и седьмой часы работы, т. е. в основном на начало и окончание работы, пред- и послеобеденное время. Кроме того, закономерность такого распределения несчастных случаев по часам рабочих смен можно объяснить изменением работоспособности человека в течение рабочего дня, которая имеет несколько фаз, или сменяющих друг друга состояний человека.

Высокий уровень травматизма в первой декаде месяца обусловлен отсутствием четкого ритма работ, недостаточной загруженностью, что притупляет внимание работающих. Большое количество несчастных случаев в конце месяца, а также в конце года связано с повышенной напряженностью труда, приводящей к хроническому накоплению усталости, что ведет к ослаблению внимания, применению неправильных и опасных приемов работы.

Анализ данных о времени происшествия несчастных случаев указывает на увеличение числа травм в жаркое время года (на июнь — август приходится около 30 % всех травм). Это связано с тем, что температура воздуха на многих участках значительно превышает комфортную, недостаточно интенсивно осуществляется воздухообмен производственных помещений. Кроме того, следует учитывать и морально-психологический настрой работающих в летний период, т. е. личностные факторы, которые в настоящее время не учитываются при расследовании несчастных случаев.

Изучение причин травматизма в литейных цехах показало, что более 70 % случаев происходит по организационным причинам (рис. 4), таким как нарушения технологических процессов (27,5 % в цехах массового производства, 23,4 % — серийного и 20,5 % — мелкосерийного), недостатки в инструктировании и обучении работающих безопасным приемам труда (соответственно 20,7, 18,3 и 16,1 %), нарушение правил техники безопасности (соответственно 15,8, 21,2 и 29,7 %), неудовлетворительная организация и со-

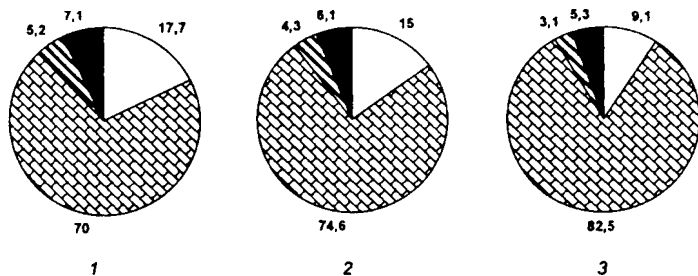


Рис. 4. Распределение несчастных случаев в литейных цехах по основным причинам:  
 □ — технические, ▨ — организационные,  
 ▩ — психофизиологические, ■ — санитарно-гигиенические  
 (1 — массовое, 2 — серийное, 3 — мелкосерийное производство)

держание рабочих мест, проходов, проездов (соответственно 6, 11,7 и 16,2 %). По техническим причинам происходит около 15 % от всех травм. Причем определяющими среди них являются конструктивные недостатки, порождающие отказы, аварии, преждевременный выход машин из строя и отсутствие блокировок, средств защиты.

Более детальное изучение актов показало, что санитарно-гигиенические факторы при расследовании несчастных случаев учитываются недостаточно или практически не учитываются. Действительно, плохие метеоусловия, шум, вибрация, недостаточное освещение, запыленность и загазованность воздушной среды сравнительно редко могут быть непосредственной причиной травм. Однако все эти факторы отрицательно воздействуют на организм человека, приводят к повышенному утомлению, замедлению защитных реакций, нарушению координации движений, что способствует совершению ошибочных действий и возникновению травм. По материалам дополнительного расследования несчастных случаев и исследования условий труда в литейных цехах предприятий установлено, что по санитарно-гигиеническим причинам в действительности происходит до 7 % травм.

В ряде публикаций отмечается, что пятая часть всех травм происходит по психофизиологическим причинам, определяемым личностными показателями пострадавших, которые в настоящее время при расследовании несчастных случаев не учитываются. Следовательно, необходимо осуществлять строгий профотбор при приеме на работу в литейные цеха.

Учитывая затруднительность изучения личностных показателей работающих (пострадавших) на производстве, установить,

какое количество случаев происходит по психофизиологическим причинам, в настоящее время не представляется возможным. Но следует отметить, что 20 %, а может быть и больше, травм по психофизиологическим причинам не вызывают сомнения, так как в литейных цехах работают сейчас практически все желающие (без явных противопоказаний по здоровью).

На основании статистической обработки экспериментальных данных по травматизму получена линейная регрессионная модель, связывающая коэффициент частоты и причины несчастных случаев:

$$K_{\text{ч}} = -52,4 + 0,78X_1 + 0,59X_2 + 0,89X_3 + 2,53X_4,$$

где  $X_1$  — технические причины;  $X_2$  — организационные;  $X_3$  — психофизиологические;  $X_4$  — санитарно-гигиенические причины.

Как видно из полученной зависимости, достаточно сильное влияние на частоту травм оказывают условия труда и личностные данные работающих. Коэффициент множественной регрессии равен 0,96.

Изучение результатов исследования травмирующих факторов по литейным цехам с различным характером производства показало, что существенного различия в их распределении не наблюдается. Отмечается более высокий процент таких факторов, как приспособления, инструменты, транспортное и грузоподъемное оборудование и термические.

Благодаря анализу локализации травм выявлено, что в литейных цехах в основном травмируются руки и ноги пострадавших (около 40 %), глаза (10 %), туловище (6 %), голова (2 %).

Особо следует отметить, что в связи с большим количеством погрузочно-разгрузочных операций и обилием грузовых потоков большинство травм в литейных цехах происходит именно на транспортном оборудовании ввиду отсутствия ограждения приводных и вращающихся механизмов, переходных мостиков, сигнализирующих устройств. Аварийные кнопки «стоп» расположены на большом расстоянии друг от друга, что затрудняет (при необходимости) экстренную остановку транспортеров. Применяемые стационарные ограждения транспортеров на большом протяжении не обеспечивают удобное их обслуживание.

До настоящего времени в справочниках для конструкторов нет необходимых рекомендаций по проектированию высокоэффективных средств защиты, отсутствуют руководящие технические материалы по выбору, расчету и конструированию средств защиты, не разработаны методические рекомендации по обеспечению безопасности вновь создаваемого производственного оборудования. Проектно-конструкторские и технологические институты в

настоящее время практически не имеют методики сравнительной оценки технологических процессов, машин и оборудования по фактору безопасности, поэтому не случайно машиностроительные заводы продолжают выпуск многих видов оборудования с конструктивными недостатками по технике безопасности и эргономике, что способствует производственному травматизму в литейных цехах.

Экономический ущерб, наносимый несчастными случаями на производстве, определяется затратами на выплаты по бюллетеням, расходами на подготовку рабочих взамен пострадавших при тяжелых и смертельных случаях, стоимостью устранения повреждений машин, испорченных материалов, инструментов и оборудования; стоимостью лечения, суммами пенсий инвалидам труда и др. Поэтому проблему обеспечения безопасности труда и сохранения здоровья литейщиков необходимо решать комплексно с учетом всех факторов, определяющих условия труда, на основе модернизации литейного оборудования с учетом выявленных конструктивных недостатков, расширения сферы использования манипуляторов и роботов при выполнении тяжелых и опасных ручных операций, значительного улучшения условий труда, особенно работающих на формовочных, плавильно-заливочных и обрубно-очистных участках, постоянного внимания организационным мероприятиям и строгого профотбора работающих для литейного производства.

Необходимо также периодически проводить с работающими психокоррекцию, поскольку постоянные отрицательные эмоции (шум, вибрация, запыленность и т. д., незнание ситуации и ее последствий) могут вызвать невротические состояния. У них должна быть карта здоровья относительно тех объективных экологических условий, где они пребывают. Работающие должны знать, как вести себя при изменении ситуации или в случае аварии. У службы охраны труда должна быть характеристика здоровья работающих каждого участка или цеха. Они должны знать функциональные резервы здоровья структурных подразделений. Не всегда следует полагаться на сведения врачей, так как часто информация по заболеваемости занижается. Для каждого цеха необходимо иметь план оздоровления работающих, ибо профилактическая медицина — медицина будущего.

## СОДЕРЖАНИЕ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Тимошпольский В. И., Филиппов В. В., Козлов С. М., Трусова И. А., Мандель Н. Л.</i> Управление режимом нагрева кордовой проволоки в печи патентирования .....	5
<i>Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Трусова И. А., Хопова О. Г.</i> Расчетный анализ возникновения «темных пятен» при тепловом взаимодействии нагреваемых изделий с опорными устройствами методических печей.....	12
<i>Тимошпольский В. И., Дубина О. В., Козлов С. М., Несвет В. В., Вайс Р. Б.</i> Влияние температурного поля подины на нагрев сплошного цилиндрического слитка.....	24
<i>Падерин С. Н., Тимошпольский В. И., Шевченко А. Д., Пшоник М. Г., Малжкевич Н. Г.</i> Физико-химическое моделирование энерготехнологических процессов в 100-тонной дуговой печи с использованием металлизированных окатышей.....	30
<i>Ковалевский В. Б., Зезюлин Д. М.</i> Минимизация отклонения температуры от заданной при выдержке металла в камерных печах .....	36
<i>Земсков И. В., Столярова Г. И., Филанович И. К., Королев К. В.</i> Особенности непрерывного литья заготовок из хромистых сталей.....	40

### ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Немененок Б. М., Задруцкий С. П., Королев С. П., Бестужев Н. И., Михайловский В. М.</i> Таблетированный препарат низкой токсичности для обработки алюминиевых расплавов.....	44
<i>Худокормов Д. А., Слущкий А. Г., Кишкевич В. А.</i> Применение синтетического чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) в производстве электроконфорок.....	48
<i>Шуранков С. Е., Леках С. Н., Трибушевский В. Л., Римошевский С. Л.</i> Способ повышения качества вторичных алюминиевых сплавов.....	51
<i>Трибушевский В. Л., Каленик О. Н., Римошевский С. Л., Баешко И. И.</i> Проблемы переработки алюминиевых отходов с повышенным содержанием цинка.....	55
<i>Сутормы И. И.</i> Обратная задача автоматизированного проектирования при оптимизации литниковых систем.....	59
<i>Сутормы И. И.</i> Математическое моделирование режима фильтрации газов в порах литейной формы .....	63

<i>Рафальский И. В.</i> Компьютерное моделирование процесса затвердевания отливок сложной геометрии .....	67
<i>Свидунович Н. А., Кизимов А. Н.</i> Исследование композиций металлсодержащих отходов с целью получения брикета, используемого в качестве шихтового материала при выплавке чугуна .....	71
<i>Свидунович Н. А., Дулевич А. Ф., Волосатиков В. И.</i> Подготовка хромсодержащих отходов кожевенного и машиностроительного производства для получения литейной лигатуры .....	75

## МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Немененок Б. М., Бежок А. П.</i> Анализ диаграммы состояния Al — Si и разработка рациональной технологии получения лигатуры .....	79
<i>Комаров О. С., Королев В. М., Комаров Д. О., Лившиц Г. Ф., Мельниченко В. В.</i> Высокохромистый чугун как материал для седел клапанов дизельных двигателей .....	87
<i>Ковалевский В. Н., Ковалевская А. В., Парфененко И. А.</i> Разработка технологии получения керамических материалов с использованием импульсных методов нагружения .....	92
<i>Галушко А. М., Слуцкий А. Г., Галушко А. А., Ситниченко М. М., Трубицкий Р. Э.</i> Некоторые закономерности формирования медного покрытия на алюминиевых сплавах .....	99
<i>Каледин Б. А., Голубцова Е. С.</i> Влияние температуры отжига и скорости соударения частиц железного порошка на его характеристики .....	106
<i>Голубцова Е. С., Каледин Б. А.</i> Перспективные области применения материалов на основе силанов .....	111
<i>Михальцов А. М.</i> Получение сплавов на основе железа из отходов производства .....	123

## ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

<i>Степаненко А. В., Король В. А., Томило В. А.</i> Технология и оборудование для изготовления балки картера ведущего моста из трубчатой заготовки .....	129
<i>Исаевич Л. А.</i> Особенности листовой прокатки в режиме буксования валков .....	135
<i>Стеблов А. Б., Ленартович Д. В.</i> Разработка технологии производства холоднодеформированной арматуры .....	138

## ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

<i>Немененок Б. М., Алексеев Ю. Г., Каледин Б. А., Королев В. М.</i> Актуальные проблемы металлургических процессов в машиностроении и пути их решения .....	144
<i>Постольник Ю. С., Тимошпольский В. И., Огурцов А. П., Трусова И. А., Филиппов В. В., Козлов С. М., Ратников П. Э.</i> Исследование противоточного теплообмена в металлургии: состояние вопроса и проблемы развития .....	149

<i>Тимошпольский В. И., Ковалевский В. Б., Филиппов В. В., Козлов С. М., Ратников П. Э., Хопова О. Г.</i> Оптимизация режимов нагрева сталей по минимуму расхода топлива.....	164
<i>Шевченко А. Д., Свидунович Н. А., Биох И. Г., Фоменко С. А.</i> Пути сокращения расхода топлива в дуговых электросталеплавильных печах.....	171
<i>Комаров О. С., Королев В. М., Комаров Д. О., Голуб Д. М., Болотский В. Д.</i> Применение высокохромистого чугуна для изготовления мелющих тел шаровых мельниц.....	177
<i>Лазаренков А. М.</i> Прогнозирование производственного травматизма литейщиков.....	180

Научное издание

## МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 25

Редактор *А. П. Берлина*

Художественный редактор *А. Г. Звонарев*

Технический редактор *Л. И. Счисленок*

Корректоры *В. И. Аверкина, В. В. Неверко*

Компьютерная верстка *В. Я. Нога*

Подписано в печать с оригинала-макета издательства «Вышэйшая школа» 04.06.2001.  
Формат 60×90/16. Бумага газетная. Гарнитура «Таймс». Офсетная печать. Усл. печ. л. 12.  
Уч.-изд. л. 11,65. Тираж 200 экз. Зак. 5080.

Налоговая льгота — Общегосударственный классификатор  
Республики Беларусь ОКРБ 007-98, ч. 1; 22.11.20.500.

УП «Издательство «Вышэйшая школа»».  
Лицензия ЛВ № 5 от 22.12.1997. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография «Победа». 222310, Молодечно, ул. Тавлая, 11.