

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ  
Белорусский национальный технический университет

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ  
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 31

Минск  
2008

УДК 669(082)

МБЧ

**Металлургия:** Республ. межведом. сб. науч. тр. Вып. 31. – Минск: БНТУ, 2008. – 375 с.

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, энергетики и энергосбережения в металлургии, обработки металлов давлением, материаловедения и металловедения, термической обработки металлов. Рассмотрены вопросы математического моделирования высокотемпературных металлургических процессов и агрегатов, 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.

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

**Редакционная коллегия:**

*В. И. Тимошпольский* (гл. редактор), *Б. М. Немененок* (зам. гл. редактора),  
*И. А. Трусова* (отв. секретарь), *К. Е. Белявин*, *А. И. Гордиенко*,  
*Н. И. Иваницкий*, *Л. А. Исаевич*, *Д. М. Кукуй*,  
*А. М. Лазаренков*, *Е. И. Марукович*, *В. К. Шелег*

**• Рецензенты:**

академик Национальной академии наук Беларуси,  
доктор технических наук *С. А. Астапчик*,  
член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси,  
доктор физико-математических наук *Н. В. Павлюкевич*

УДК 621.783

**Ю. С. ПОСТОЛЬНИК**, д-р техн. наук (ДГТУ),  
**В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ**, д-р техн. наук,  
**И. А. ТРУСОВА**, д-р техн. наук,  
**П. Э. РАТНИКОВ**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**О. А. КОНДРАШЕВА** (ДГТУ)

### ПРЯМОТОЧНЫЙ КОНВЕКТИВНЫЙ НАГРЕВ МЕТАЛЛА

Как известно, при исследовании процессов нагрева движущихся материалов наибольший интерес представляют случаи прямоточного и противоточного теплообмена. В работе [1] при помощи операционного метода изложено решение краевой задачи теплопроводности с прямоточным условием теплового баланса, представленным в дифференциальной форме. Это решение представлено неограниченными рядами, содержащими довольно сложные слагаемые и включающими в себя специальные функции математической физики, что делает решение малопримемлемым для проведения инженерных расчетов. Поэтому автор работы [1] для определения первого корня характеристического уравнения ограничивается первыми двумя членами ряда. Но если рассматривать массивные тела, то для исследования начальной стадии нагрева двух членов ряда явно недостаточно, о чем говорится, например, в работах [2, 3].

Инженерные методики расчета при этом, как правило, основываются на предположении о незначительной тепловой инерции тел. Вместе с тем для практики более предпочтительными являются простые, но в то же время достаточно точные приближенные решения, пригодные для теплового расчета тел любой массивности.

Для противоточного конвективного нагрева тел базовой формы (ТБФ) такое решение при помощи метода эквивалентных источников (МЭИ) [4] изложено в работах [5, 6] и использовано при исследовании тепловых процессов сухого тушения кокса в коксохимиче-

ском производстве [7]. Представляет интерес получить такое же решение и для прямого нагрева массивных ТБФ.

Рассмотрим соответствующую задачу:

$$\frac{1}{\rho^m} \frac{\partial}{\partial \rho} \left[ \rho^m \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right] = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}; \quad (1)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial \rho} \Big|_{\rho=1} = \text{Bi} [\theta_r(\tau) - \theta_n(\tau)]; \quad \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \Big|_{\rho=0} = 0; \quad (2)$$

$$\frac{d\theta_r}{d\tau} = -\text{Bi}[\theta_r(\tau) - \theta_n(\tau)] n_m; \quad (3)$$

$$\theta(\rho, 0) = \theta_0 = 0; \quad \theta_r(0) = \theta_r^0 = 1, \quad (4)$$

где введены следующие обозначения:

$$\theta(\rho, \tau) = \frac{T(\rho, \tau) - T_0}{T_r^0 - T_0}; \quad \theta_r(\tau) = \frac{T_r(\tau) - T_0}{T_r^0 - T_0}; \quad (5)$$

$$\rho = \frac{r}{R}; \quad \tau = \frac{at}{R^2}; \quad \text{Bi} = \frac{\alpha_k R}{\lambda}; \quad n = \frac{Vc}{V_r c_r}.$$

Здесь  $T(\rho, \tau)$ ,  $T(\tau)$  – температура тела и газа;  $T_0$ ,  $T_r^0$  – их начальное значение;  $r$  – координата, отсчитываемая от центра сечения тела;  $2R$  – толщина пластины ( $m = 0$ ) или диаметр цилиндра ( $m = 1$ ), шара ( $m = 2$ );  $t$  – время;  $a$ ,  $\lambda$ ,  $\alpha_k$  – коэффициенты теплопроводности и конвективного теплообмена;  $c$  и  $c_r$  – объемные теплоемкости материала и газа;  $V$  и  $V_r$  – объемы тела и газа;  $n$  – отношение водяных чисел,  $n_m = (1 + m)n$ .

На инерционном этапе ( $0 \leq \tau \leq \tau_0$ ), как и в работах [5, 6], воспользуемся готовым решением МЭИ [4]:

$$\theta_1(\rho, \tau) = \frac{\theta_{r1}(\tau) \text{Bi}}{[2 + \text{Bi}l(t)]l(\tau)} [\rho - \beta(t)]^2, \quad \beta(\tau) \leq \rho \leq 1, \quad (6)$$

где толщина  $l(\tau) = l - \beta(\tau)$  термического слоя, которая в соответствии с работой [5] определяется формулой

$$l(\tau) = \sqrt{6(1+m)k\tau}; \quad k = (3 + 2\text{Bi})/(3 + \text{Bi}). \quad (7)$$

Температурную функцию газа  $\theta_{r1}(\tau)$  получим подстановкой решения (6) в условие теплового баланса (3). Приходим к уравнению

$$\frac{d\theta_{r1}}{\theta_{r1}(\tau)} = - \frac{\text{Bi} n_m}{1 + \frac{\text{Bi} l(\tau)}{2}} d\tau. \quad (8)$$

Дифференцируя выражения  $l(\tau)$  (7), имеем

$$d\tau = \frac{l \, dl}{3(1+m)k},$$

после чего уравнение (8) принимает вид

$$\frac{d\theta_{r1}}{\theta_{r1}(\tau)} = - \frac{\text{Bi} n}{3k} \frac{l \, dl}{1 + \frac{\text{Bi} l}{2}}.$$

Интегрируя с использованием начальных условий (4), находим

$$\theta_{r1}(\tau) = \exp \left\{ -M \left[ l(\tau) - \frac{2}{\text{Bi}} \ln \left( 1 + \frac{\text{Bi} l(\tau)}{2} \right) \right] \right\},$$

где

$$M = \frac{2n}{3k}.$$

При  $\tau = \tau_0 = (3 + \text{Bi})/[6(1+m)(3 + 2\text{Bi})]$ , когда заканчивается этап прогрева,  $l(\tau_0) = 1$ , температура тела и газа определяется выражением

$$\theta_1(\rho, \tau_0) = \theta_1^0(\rho) = \frac{\theta_{r1}^0 \text{Bi}}{2 + \text{Bi}} \rho^2; \quad (9)$$

$$\theta_{r1}(\tau_0) = \theta_{r1}^0 = \exp \left\{ -M \left[ 1 - \frac{2}{Bi} \ln(1 + Bi/2) \right] \right\}. \quad (10)$$

На упорядоченном этапе нагрева ( $\tau \geq \tau_0$ ) разрешающее уравнение МЭИ принимаем по первому (основному) варианту

$$\frac{1}{\rho^m} \frac{\partial}{\partial \rho} \left( \rho^m \frac{\partial \theta_2}{\partial \rho} \right) + f_2(\tau) = 0, \quad (11)$$

где «эквивалентный» источник определяется условием [5]

$$f_2(\tau) = -(1+m) \frac{d}{d\tau} \int_0^1 \theta_2(\rho, \tau) \rho^m d\rho. \quad (12)$$

Интегрируя уравнение (11) дважды по  $\rho$  и используя граничные условия (2), получаем

$$\theta_2(\rho, \tau) = \theta_{ц2}(\tau) + Bi[\theta_{r2}(\tau) - \theta_{ц2}(\tau)] \frac{\rho^2}{2 + Bi}; \quad (13)$$

$$f_2(\tau) = -2(1+m)Bi[\theta_{r2}(\tau) - \theta_{ц2}(\tau)]/(2 + Bi). \quad (14)$$

Подставляя функции (13), (14) в интегральное условие (12), приходим к дифференциальному уравнению

$$(2 + Bi)\bar{\theta}_{ц2}' / [(1+m)Bi] + (\bar{\theta}_{r2} - \bar{\theta}_{ц2}) / (3+m) = 2[\theta_{r2}(\tau) - \theta_{ц2}(\tau)], \quad (15)$$

где  $\bar{\theta}_{r2}$  и  $\bar{\theta}_{ц2}$  полные производные по времени функций температур газа и центра.

Полагая в решении (13)  $\rho = 1$ , находим

$$\theta_{ц2}(\tau) = \theta_{ц2}(\tau) + [\theta_{r2}(\tau) - \theta_{ц2}(\tau)] Bi / (2 + Bi), \quad (16)$$

после чего условие теплового баланса (3) можно записать в следующем виде:

$$\bar{\theta}_{r2}(\tau) = -\frac{2Bi}{2+Bi} \frac{n_m}{n} [\theta_{r2}(\tau) - \theta_{u2}(\tau)]. \quad (17)$$

Это позволяет выражение (15) свести к дифференциальному уравнению с разделяющимися переменными

$$\frac{\alpha[\theta_{r2}(\tau) - \theta_{u2}(\tau)]}{\theta_{r2}(\tau) - \theta_{u2}(\tau)} = \frac{(1+m)Bi(1+n)}{1+Bi/(3+m)} d\tau,$$

интегрируя которое, с учетом начальных условий (9), (10) для упорядоченного нагрева, имеем

$$\theta_{u2}(\tau) = \theta_{r2}(\tau) - \theta_{r1}^0 \Phi(\tau), \quad (18)$$

где

$$\Phi(\tau) = \exp[-\mu(\tau - \tau_0)]; \quad \mu = \frac{(1+m)Bi}{1+Bi/(3+m)}(1+n).$$

Подставляя выражение (22) в (19), находим

$$\theta_{п2}(\tau) = \theta_{r2}(\tau) - \frac{2\theta_{r1}^0}{2+Bi} \Phi(\tau).$$

Функция температурного газа  $\theta_{r2}(\tau)$  определяется интегрированием выражения (17) с учетом (18)

$$\theta_{r2}(\tau) = \theta_{r1}^0 \{1 - D[1 - \Phi(\tau)]\}, \quad (19)$$

где

$$D = \frac{2n [1+Bi/(3+m)]}{(2+Bi)(1+n)}.$$

Теперь решение (13) принимает следующий окончательный вид:

$$\theta_2(\rho, \tau) = \theta_{r1}^0 \left\{ (1-D) - \left[ (1-D) - \frac{Bi}{2+Bi} \rho^2 \right] \Phi(\tau) \right\}. \quad (20)$$

Полагая в (20)  $\rho = 1$  и  $\rho = 0$ , получаем функции температур поверхности и центра тела:

$$\theta_{n2}(\tau) = \theta_{r1}^0 \left[ (1-D) - \left( \frac{2}{2+Bi} - D \right) \Phi(\tau) \right]; \quad (21)$$

$$\theta_{u2}(\tau) = \theta_{r1}^0 (1-D) [1 - \Phi(\tau)]. \quad (22)$$

При теплотехнических расчетах иногда необходимо знать среднemasсовую температуру тела

$$\bar{\theta}(\tau) = (1+m) \int_0^1 \theta_2(\rho, \tau) \rho^m d\rho.$$

Подставляя сюда функцию (21), после интегрирования имеем

$$\bar{\theta}(\tau) = \theta_{r1}^0 \left\{ (1-D) - \left[ (1-D) - \frac{1+m}{3+m} \frac{Bi}{2+Bi} \right] \Phi(\tau) \right\}. \quad (30)$$

Для оценки точности полученных решений был проведен численный эксперимент на примере, заимствованном из работы [1]:

$$m = 0; \quad Bi = 1; \quad n = 0,5.$$

Результаты вычислений по приближенному (19), (21), (22) и точному [1] решениям представлены на рис. 1, откуда видно, что точность предложенного здесь решения вполне приемлема для инженерных расчетов.

При этом имеющиеся расхождения между точным и предложенным приближенным решением вполне компенсируются исключительной простотой последнего.



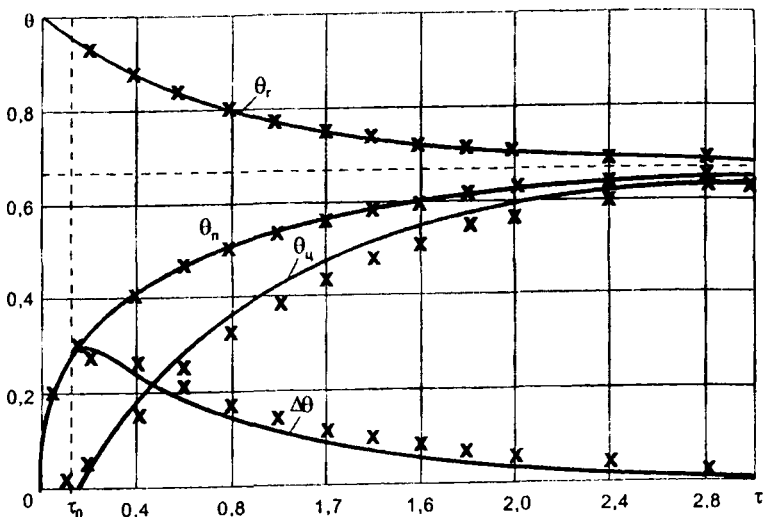


Рис. 1. Изменение температур прямоточно нагреваемой пластины при данных (31):  
 ———— — приближенное решение МЭИ; x x x — точное решение [1]

Для убедительности приведем точное решение (в наших обозначениях):

$$\left. \begin{aligned}
 \theta(\rho, \tau) &= \frac{1}{1+n} - \sum_{n=1}^{\infty} P_m(\mu_n) \frac{J_m(\mu_n, \rho)}{J_m(\mu_n) \rho^m} \exp(-\mu_n \tau); \\
 \theta_r(\tau) &= \frac{1}{1+n} - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{P_m(\mu_n)}{\frac{\mu_n}{(1+m) \text{Bi} \omega} - 1} \exp(-\mu_n \tau); \\
 P_m(\mu_n) &= \frac{2 \text{Bi} [\mu_n + (1+m) \text{Bi} n]}{[\text{Bi} + (1-m)] \text{Bi} \mu_n + (1+m)^2 \text{Bi}^2 n + [\mu_n + (1+m) \text{Bi} n]}
 \end{aligned} \right\} (23)$$

Здесь  $\mu_n$  — корни характеристического уравнения.

$$\frac{J_m}{J_{m+1}} = \frac{\mu_n}{\text{Bi}} - \frac{(1+m)n}{\mu_n} \quad (24)$$

Приближенное решение МЭИ (19), (20) по своей простоте ни в какое сравнение не идет с решением (23), (24). Кстати, автор работы [1], сохраняя два члена ряда в решении (23), получает первый (приближенный) корень уравнения (24), точно совпадающий с нашим показателем.

Следует также отметить, что по точному решению (23), (24) невозможно получить в явном виде формулу для расчета времени  $t_*$ , необходимого для нагрева тела до требуемой температуры  $T_*$ . Решение (19), (20) позволяют такие формулы получить.

Продолжительность нагрева до наперед заданной той или иной температуры определяется из соответствующей формулы [или (19), или (21), или (22)], при равенстве ее требуемой температуре:

$$\left. \begin{aligned} \tau_r^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{(1-D) - \theta_r^* / \theta_{rl}^0}{D}; \\ \tau_n^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{(1-D) - \theta_n^* / \theta_{rl}^0}{2/(2 + Bi) - D}; \\ \tau_{ц}^* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \left[ 1 - \frac{\theta_n^* / \theta_{rl}^0}{1-D} \right]; \\ \bar{\tau}_* &= \tau_0 - \frac{1}{\mu} \ln \frac{(1-D) - \bar{\theta}_* / \theta_{rl}^0}{(1-D) - \frac{1+m}{3+m} Bi / (2+Bi)}. \end{aligned} \right\}$$

Таким образом, при помощи приближенного метода (МЭИ) довольно просто и однозначно решается обратная временная задача теплопроводности (ОЗТ) при прямоточном нагреве, тогда как точное решение ОЗТ встречает известные математические трудности [8, 9, 10].

В заключение следует обратить внимание на то, что постановку и решение задачи нагрева движущихся материалов в газовом потоке

автор работы [1] объединил в единую математическую модель, отличающуюся лишь знаком скорости изменения температуры газа. В конечном итоге это выразилось в том, что при исследовании прямочного нагрева в полученном решении перед параметром водяных чисел  $n = Vc/V_r c_r$  необходимо принимать знак «минус», а в случае противотока – «плюс».

Сопоставляя полученное в настоящей работе решение для прямого тока с решением [5], легко обнаружить, что они также отличаются лишь знаком перед коэффициентом  $D$  (21).

Полученное приближенное решение задачи нагрева движущихся заготовок или слитков в прямочном газовом потоке обладает достаточной для практики простотой и точностью и может найти эффективное применение для расчетов соответствующих процессов в проходных печах скоростного нагрева металла.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдфарб, Э. М. Теплотехника металлургических процессов / Э. М. Гольдфарб. – М., 1967. – 439 с.
2. Лыков, А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М., 1967. – 599 с.
3. Коваленко, А. Д. Основы термоупругости / А. Д. Коваленко. – Киев, 1970. – 307 с.
4. Постолюник, Ю. С. Приближенные методы исследований в термомеханике / Ю. С. Постолюник. – Киев-Донецк, 1984. – 158 с.
5. Постолюник, Ю. С. К расчету температур и времени нагрева массивных тел при противоточном теплообмене / Ю. С. Постолюник // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 6. – С. 84–86.
6. Тимошпольский, В. И. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии / В. И. Тимошпольский, Ю. С. Постолюник, Д. Н. Андрианов. – Мн., 2005. – 560 с.
7. Постолюник, Ю. С. Исследование процесса сухого тушения кокса / Ю. С. Постолюник, Д. А. Мучник, О. И. Машенко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 10. – С. 80–82.
8. Коздоба, Л. А. Методы решения обратных задач теплопереноса / Л. А. Коздоба, П. Г. Круковичий. – Киев, 1982. – 360 с.
9. Алифанов, Д. М. Обратные задачи теплообмена / Д. М. Алифанов. – М., 1988. – 280 с.
10. Мацевитый, Ю. М. Обратные задачи теплопроводности / Ю. М. Мацевитый: в 2 т. – Т. 1: Методология. – Киев, 2000.

**Е. И. МАРУКОВИЧ**, д-р техн. наук (ИТМ НАН Беларуси),  
**В. А. МАТОЧКИН**, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»),  
**В. Ю. СТЕЦЕНКО**, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

## **ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЗАТОПЛЕННО-СТРУЙНЫХ СИСТЕМ ОХЛАЖДЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРА И СЛИТКА ПРИ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ НА МНЛЗ**

Кристаллизаторы со струйным охлаждением внешней поверхности гильзы являются наиболее перспективными для непрерывной разливки стали, поскольку обладают резервом увеличения скорости литья [1]. В ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» разработана конструкция кристаллизатора с затопленно-струйной системой охлаждения [2], который в настоящее время используется для непрерывного горизонтального литья заготовок из чугуна, бронзы и силуминов. Установлено, что кристаллизатор с затопленно-струйной системой охлаждения (струйный кристаллизатор) по сравнению с обычным (щелевым) кристаллизатором при равных исходных гидравлических параметрах (расход и давление охладителя) обладает более высокой охлаждающей способностью [3, 4].

Для повышения производительности непрерывной разливки стали для МНЛЗ-1, 2 РУП «БМЗ» разработана система затопленно-струйного охлаждения кристаллизатора (рис. 1). Она состоит из кристаллизатора 1, экрана 2, цилиндра 3, верхнего 4 и нижнего 5 фланцев, перегородки 6. В экране равномерно по всей его поверхности выполнены отверстия с заданными диаметром и шагом по высоте и образующей. Расстояние между экраном и кристаллизатором выбиралось из расчета перекрытия струй, ударяющихся в кристаллизатор. Попадая в коллектор между цилиндром, верхним фланцем и перегородкой, охладитель продавливается через отверстия в экране и в виде затопленных струй равномерно по высоте и периметру охлаждает кристаллизатор. Ударяясь в охлаждаемую поверхность, струи воды уменьшают толщину теплового пограничного слоя, что повышает коэффициент теплоотдачи и затвердевания слитка. При этом увеличиваются охлаждающая способность кристаллизатора и производительность процесса непрерывного литья.

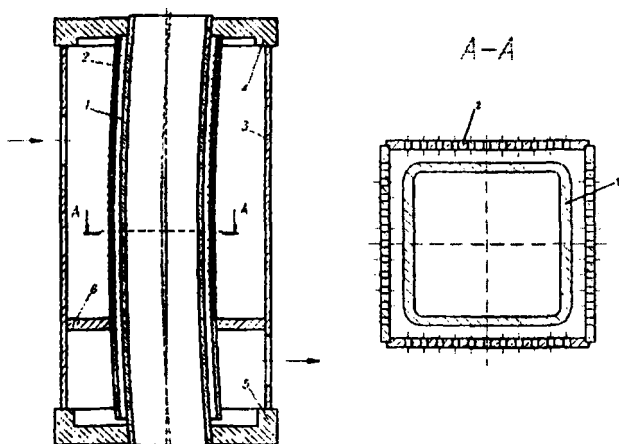


Рис. 1. Схема струйного охлаждения кристаллизатора МНЛЗ: 1 – кристаллизатор; 2 – экран; 3 – цилиндр; 4 – верхний фланец; 5 – нижний фланец; 6 – перегородка

При непрерывной разливке стали формирование слитка осуществляется в трех зонах: зоне охлаждения в кристаллизаторе (ЗОК), зоне вторичного охлаждения (ЗВО) и зоне охлаждения на воздухе (ЗОВ) (рис. 2).

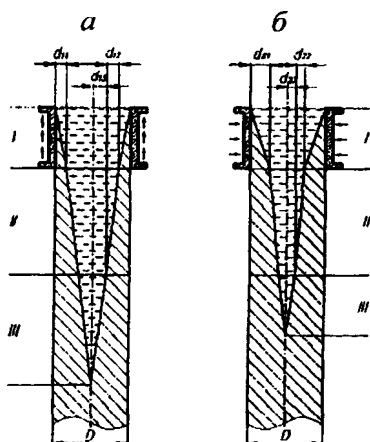


Рис. 2. Схема формирования слитка при непрерывной разливке стали: а – в обычный (щелевой) кристаллизатор; б – в струйный кристаллизатор; I – зона охлаждения в кристаллизаторе (ЗОК); II – зона вторичного охлаждения (ЗВО); III – зона охлаждения на воздухе (ЗОВ)

Принимаем, что затвердевание слитка в каждой из зон аппроксимируется законом квадратного корня. Тогда формирование слитка при непрерывной разливке стали в обычный кристаллизатор будет описываться следующими уравнениями:

$$\begin{aligned}d_{11} &= k_1 \sqrt{t_{11}} ; \\d_{12} &= k_2 \sqrt{t_{12}} ; \\d_{13} &= k_3 \sqrt{t_{13}} ,\end{aligned}\tag{1}$$

где  $d_{11}$ ,  $d_{12}$ ,  $d_{13}$  – толщины корки слитка, затвердевающего в конце каждой из зон за время  $t_{11}$ ,  $t_{12}$ ,  $t_{13}$ ;  $k_1$ ,  $k_2$ ,  $k_3$  – коэффициенты затвердевания соответственно для ЗОК, ЗВО, ЗОВ. Формирование слитка при непрерывной разливке стального слитка в струйный кристаллизатор будет описываться следующими уравнениями:

$$\begin{aligned}d_{21} &= k_4 \sqrt{t_{21}} ; \\d_{22} &= k_2 \sqrt{t_{22}} ; \\d_{23} &= k_3 \sqrt{t_{23}} ,\end{aligned}\tag{2}$$

где  $d_{21}$ ,  $d_{22}$ ,  $d_{23}$  – толщины корки слитка, затвердевающего в конце ЗОК, ЗВО, ЗОВ за время  $t_{21}$ ,  $t_{22}$ ,  $t_{23}$ ;  $k_4$  – коэффициент затвердевания для ЗОК при литье в струйный кристаллизатор. Время затвердевания слитка, полученного разливкой в обычный кристаллизатор  $t_1$ , равно:

$$t_1 = t_{11} + t_{12} + t_{13} .\tag{3}$$

Время затвердевания слитка, полученного разливкой в струйный кристаллизатор  $t_2$ , составляет:

$$t_2 = t_{21} + t_{22} + t_{23} .\tag{4}$$

Для оценки эффективности процессов разливки стали в оба вида кристаллизаторов необходимо найти величину относительной производительности  $n$ :

$$n = \frac{t_1}{t_2}. \quad (5)$$

Значение  $n$  показывает, во сколько раз производительность разливки (скорость разливки) в струйный кристаллизатор превышает аналогичную величину для обычного (щелевого) кристаллизатора. Определим  $n$  для непрерывного литья слитков сечением  $0,125 \times 0,125$  м из стали марки Сталь 35 на МНЛЗ-1, 2. В этом случае при разливке стали в обычный кристаллизатор  $t_1, t_{11}, t_{12}, t_{13}$  в среднем составляют соответственно: 5,5; 0,3; 2,0; 3,2 мин [5]. Поскольку в обоих случаях скорость разливки постоянна, то  $t_{11} = t_{21}$  и  $t_{12} = t_{22}$ . Поэтому  $t_2 = 2,3$  мин +  $t_{23}$ . Величина  $t_{23}$  определяется из рис. 2 и уравнений (2)

$$t_{23} = \left( \frac{0,5D - k_4 \sqrt{t_{21}} - k_2 \sqrt{t_{22}}}{k_3} \right)^2, \quad (6)$$

где  $D$  – размер слитка.

Для непрерывного литья в струйный кристаллизатор  $k_4 \geq 0,038$  м/мин<sup>0,5</sup>. Величина  $k_3$  определяется из рис. 2 и уравнений (1)

$$k_3 = \frac{0,5D - k_1 \sqrt{t_{11}} - k_2 \sqrt{t_{12}}}{\sqrt{t_{13}}}. \quad (7)$$

Для непрерывной разливки стали в обычный (щелевой) кристаллизатор значение  $k_1$  в среднем составляет 0,026 м/мин<sup>0,5</sup> [6, 7]. Величина  $k_2$  определяется из рис. 2, уравнений (1) и данных по

формированию непрерывнолитого слитка из стали марки Сталь 35 и составляет в среднем  $0,012 \text{ м/мин}^{0,5}$  [5]. Тогда из уравнения (7) следует, что  $k_3 = 0,017 \text{ м/мин}^{0,5}$ . Подставляя значения  $k_2, k_3, k_4$  в уравнение (6), учитывая, что  $t_{21} = 0,3$  мин;  $t_{22} = 2$  мин;  $D = 0,125$  м, получим, что  $t_{23} \leq 2,1$  мин, а  $t_2 \leq 4,4$  мин. Подставляя последнее значение  $t_2$  в уравнение (5), определяем, что  $n \geq 1,2$ . Это означает, что производительность струйного кристаллизатора при разливке стали на МНЛЗ-1, 2 на 20 % и более выше, чем при разливке стали в обычный кристаллизатор при равных исходных гидравлических параметрах (расход и давление) охладителя.

Определим величину  $n$  при непрерывной разливке стали Сталь 35 на МНЛЗ-3 при получении слитка сечением  $0,25 \times 0,30$  м. При литье в обычный кристаллизатор  $t_1, t_{11}, t_{12}, t_{13}$  в среднем составляют соответственно: 23,5; 1,0; 3,5; 19,0 мин [5]. Поскольку скорость разливки постоянна, то  $t_{11} = t_{21}$ ;  $t_{12} = t_{22}$ . Поэтому  $t_2 = 4,5$  мин +  $t_{23}$ . Величина  $k_2$  определяется из уравнений (1) и данных по формированию слитка и составляет в среднем  $0,012 \text{ м/мин}^{0,5}$  [5]. Принимаем:  $D = 0,25$  м;  $k_1 = 0,026 \text{ м/мин}^{0,5}$ .

Подставляя значения  $D, k_1, k_2, t_{11}, t_{12}$  и  $t_{13}$  в уравнение (7), получим, что  $k_3 = 0,017 \text{ м/мин}^{0,5}$ . Значения  $k_1, k_2, k_3$  при непрерывном литье стальных слитков сечениями  $0,125 \times 0,125$  и  $0,250 \times 0,30$  м в обычный кристаллизатор одинаковы, поскольку обеспечиваются равными интенсивностями теплоотвода в каждой из зон охлаждения. Подставляя значения  $D, k_2, k_3$  в уравнение (6), учитывая, что  $k_4 \geq 0,038 \text{ м/мин}^{0,5}$ ;  $t_{21} = t_{12}$  и  $t_{22} = t_{12}$ , получим, что  $t_{23} \leq 14$  мин, а  $t_2 \leq 18,5$  мин. Тогда из уравнения (5) следует, что  $n \geq 1,27$ . Это означает, что производительность струйного кристаллизатора при разливке стали на МНЛЗ-3 более чем на 27 % выше, чем при разливке стали в обычный кристаллизатор при равных исходных расхода и давления охладителя.



Из анализа процессов затвердевания стальных слитков сечениями  $0,125 \times 0,125$  и  $0,25 \times 0,30$  м следует, что  $k_2 \geq k_3$ . Это можно объяснить тем, что системы форсуночного охлаждения при непрерывной разливке стали на МНЛЗ-1, 2 и МНЛЗ-3 недостаточно эффективны, что является резервом для повышения производительности процесса литья. Форсуночная система охлаждения создает водовоздушную смесь, которая в сочетании с большим количеством пара отбрасывает струи воды от слитка и создает вокруг него сплошную паровую рубашку. Это затрудняет теплоотдачу от охлаждаемой поверхности к охладителю.

В ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» разработана система затопленно-струйного вторичного охлаждения слитков [8]. Она позволяет существенно повысить скорость охлаждения непрерывнолитых заготовок и диспергировать их микроструктуру [9]. Для повышения эффективности вторичного охлаждения слитка при непрерывной разливке стали на МНЛЗ-1, 2 РУП «БМЗ» было разработано устройство затопленно-струйного охлаждения слитка (рис. 3).

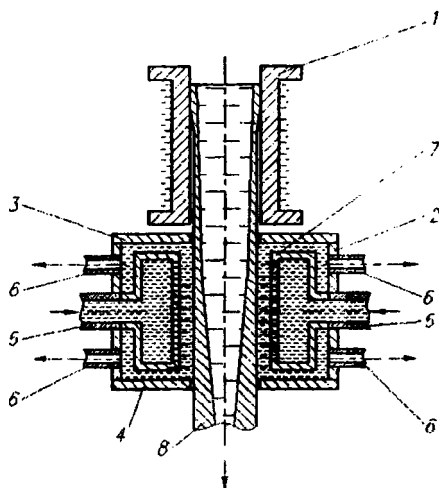


Рис. 3. Схема устройства затопленно-струйного охлаждения непрерывнолитого слитка: 1 – кристаллизатор; 2 – кожух; 3 – фланец верхний; 4 – фланец нижний; 5 – патрубок подводящий; 6 – патрубок отводящий; 7 – коллектор; 8 – слиток

Эти устройства могут сочетаться с форсуночным охлаждением в различных сочетаниях и по разным схемам. Устройство затопленно-струйного охлаждения состоит из кожуха 2, верхнего 3 и нижнего 4 фланцев, подводящих 5 и отводящих 6 патрубков, коллектора 7. В коллектор под давлением подается охладитель, который продавливается через отверстия в нем и в виде затопленных струй, равномерно по высоте и периметру охлаждает непрерывнолитой слиток. При затопленно-струйной системе вторичного охлаждения стального слитка теплоотвод осуществляется интенсивными конвективными турбулентными потоками охладителя. Концентрированные затопленные струи воды разрушают паровую рубашку и повышают давление вблизи поверхности охлаждения, что значительно уменьшает образование пара и устраняет кризис при конвективном теплообмене. Все это увеличивает интенсивность вторичного охлаждения стального слитка и измельчает его структуру. Повышение скорости кристаллизации слитка уменьшит глубину жидкой лунки и брак по его геометрии, что очень важно для получения слитков круглого сечения.

Таким образом, применение затопленно-струйного охлаждения кристаллизатора позволит:

- повысить производительность непрерывной разливки стали на МНЛЗ более чем на 20 %;
- улучшить структуру непрерывнолитого слитка;
- получать слитки круглого сечения с минимальным браком по геометрии.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов, А. Н. Современные решения в конструкции кристаллизаторов для высокоскоростного литья на сортовых МНЛЗ / А. Н. Смирнов, Е. Ю. Жибоедов, И. В. Лейрих // *Электрометаллургия*. – 2006. – № 11. – С. 22–28.
2. Патент ВУ 1959 U 2005.06.30.
3. Марукович, Е. И. Повышение эффективности работы кристаллизатора при непрерывном литье слитков / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2005. – № 2. – С. 139–141.
4. Стеценко, В. Ю. Литье силуминов в кокиль со струйной системой охлаждения / В. Ю. Стеценко, С. Л. Радько // *Литье и металлургия*. – 2006. – № 2. – С. 136–138.
5. Стальной слиток. – Т. 2. Затвердевание и охлаждение / Ю. А. Самойлович [и др.]; под общ. ред. В. И. Тимошпольского, Ю. А. Самойловича. – Мн.: Белорусская наука, 2000.

6. *Металлургия стали* / В. Я. Явойский [и др.]. – М.: *Металлургия*, 1973.
7. *Исследование непрерывной разливки стали* / под ред. Дж. Лиина; пер. с англ. – Брюссель, 1977; М.: *Металлургия*, 1982.
8. Патент ВУ 2250 U 2005.12.30.
9. *Стеценко, В. Ю.* Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердеванием / В. Ю. Стеценко, С. Л. Радько, С. А. Харьков // *Литье и металлургия*. – 2006. – № 2. – С. 128–129.

УДК 669.187.2:621.365.22

**В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ**, д-р техн. наук (БНТУ),  
**А. В. МАТОЧКИН** (ОАО «Завод «ЛЕГМАШ»»),  
**С. В. КОРНЕЕВ** (БНТУ)

## **РАЦИОНАЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ДУГОВЫХ ПЕЧАХ**

Дуговые сталеплавильные печи (ДСП) являются энергоемкими агрегатами, и эффективность их работы зависит как от применяемых шихтовых материалов и технологии выплавки, так и от конструктивных особенностей самих печей. Среди направлений повышения эффективности работы ДСП можно выделить два основополагающих: интенсификацию процесса и соответственно уменьшение длительности цикла плавки; минимизацию потерь энергии, т. е. увеличение КПД печи. Мероприятия по интенсификации процесса иногда находятся в противоречии с уменьшением потерь энергии, например увеличение мощности трансформатора, как правило, приводит к уменьшению КПД печи. В то же время предварительный подогрев металлошихты удаляемыми из печи газами положительно влияет как на скорость расплавления, так и на уровень тепловых потерь. Сокращение цикла плавки в целом приводит к уменьшению потерь через ограждающие конструкции печи.

Для современной технологии выплавки стали в дуговых печах характерны следующие энерготехнологические аспекты, позволяющие реализовать основные направления повышения эффективности работы: использование топливно-кислородных горелок для

интенсификации нагрева металлошихты непосредственно в печи; вдувание кислорода; донная продувка металла инертными газами; плавка стали с использованием остатка металла и шлака от предыдущей плавки (работа с болотом); использование качественной металлошихты и оптимальная шихтовка плавков; дожигание отходящих газов в рабочем пространстве печи.

*Обеспечение рационального режима горения дуг.* В настоящее время вопросы обеспечения рационального режима горения дуг сводятся к совместному рассмотрению электрического и технологического режимов плавки. Мощность энергии, выделяемая на дугах, зависит от силы тока, сопротивления подводящей сети и нагрузочной характеристики трансформатора.

Для условий ДСП-100 РУП БМЗ при работе на верхних ступенях с токами 45–55 кА потери в «короткой» электрической сети составят 1,823–2,723 МВт (при сопротивлении водоохлаждаемых шин короткой сети 0,3 мОм), т. е. увеличение силы тока на 22 % увеличивает потери на 50 %. Таким образом, с энергетической точки зрения, более выгодно работать с высокими значениями напряжений и меньшими токами. В то же время в период проплавления колодцев высокие напряжения и малые токи (длинные дуги) при одинаковой вводимой мощности приводят к нестабильности работы из-за малой степени ионизации дугового промежутка и частых обрывов дуги (погасание и последующее зажигание). В период горения дуг на жидкую ванну при недостаточном экранировании дуг излучение будет попадать на водоохлаждаемые панели, что несколько снижает КПД дуг.

Таким образом, мощность энергии дуг, поглощаемая ванной и металлошихтой, находящейся в рабочем пространстве печи, зависит от того, насколько дуги экранированы металлошихтой и шлаком и какая часть энергии попадает на водоохлаждаемые стеновые панели и свод.

*Использование дополнительных источников энергии.* Несмотря на то, что дуговая сталеплавильная печь предусматривает ведение плавки с использованием электрической энергии, выделяющейся в

дугах, практически все современные высокомошные ДСП оснащаются средствами, позволяющими использовать энергию дополнительных источников. Как правило, доля электрической энергии в тепловом балансе составляет 55–65 %, остальная энергия поступает в рабочее пространство печи экзотермических реакций за счет окисления элементов металлошихты и с подаваемым в рабочее пространство топливом (природный газ, кокс и др.). При применении углеродсодержащего топлива, кроме анализа теплотехнических аспектов, необходимо рассматривать качество получаемого жидкого полупродукта, так как само топливо может содержать вредные для получаемой стали примеси, ухудшающие ее качество.

Экономическая эффективность использования дополнительных источников определяется как тепловым эквивалентом дополнительного источника энергии, так и соотношением цен на применяемое топливо и электрическую энергию, поэтому для анализа эффективности тепловых процессов при замещении электрической энергии органическим топливом целесообразно непосредственно определять экономию электрической энергии в стоимостном выражении при замещении 1 кВт · ч электрической энергии.

Экономия электрической энергии путем введения дополнительных источников в стоимостном выражении определяется по формуле

$$\Delta C_3 = \frac{C_3 - C_{O_2}}{\eta_3} - \sum_{i=1}^n \left( C_i \frac{3,6}{Q_{H-i}^P \eta_{1-i} \eta_{2-i}} \right),$$

где  $C_3$ ,  $C_i$  – стоимость 1 кВт · ч электрической энергии и стоимость 1 м<sup>3</sup> газообразного или 1 кг твердого топлива для  $i$ -го источника энергии, у. е.;  $C_{O_2}$  – стоимость кислорода, подаваемого на окисление топлива, замещающего 1 кВт·ч электрической энергии, у. е.;  $\eta_3$  – тепловой КПД дуг;  $Q_{H-i}^P$  – низшая рабочая теплота сгорания для  $i$ -го источника, МДж/м<sup>3</sup> или МДж/кг;  $\eta_{1-i}$ ,  $\eta_{2-i}$  – коэффициент использования топлива и тепловой КПД для  $i$ -го источника.

В качестве примера на рис. 1 показаны результаты определения эффекта от использования природного газа при сжигании его с применением кислорода и воздуха при различной температуре металлошихты.

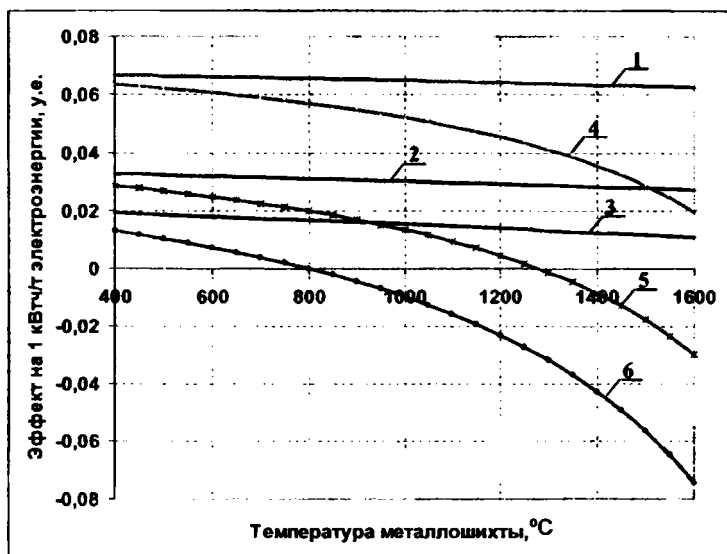


Рис. 1. Экономическая эффективность использования природного газа при сжигании его с применением кислорода и воздуха: 1 – сжигание природного газа в кислороде при цене газа 150 у. е. за 1 тыс.м<sup>3</sup>; 2 – то же при цене 200 у. е.; 3 – то же при цене 300 у. е.; 4 – сжигание с применением воздуха при цене газа 150 у. е.; 5 – то же при цене 200 у. е.; 6 – то же при цене 300 у. е.

Из анализа данных следует, что использование топливно-кислородных горелок может быть экономически целесообразно на всем протяжении периода плавки только при обеспечении герметичности печи. При применении в качестве окислителя воздуха (даже с небольшим коэффициентом избытка уже при достижении температуры поверхности металла 800–1000 °C) эффективность использования горелок приближается к нулю. Кроме того, эффективность нагрева металлошихты горелками будет существенно понижаться при подсосе холодного воздуха в печь.

*Эзотермические реакции окисления элементов металлошихты.* Расчеты показывают, что окисление элементов металлошихты дает в зависимости от ее вида от 15 до 35 % энергии в общем балансе.

Эффективность применения различных видов металлошихты в зависимости от ее стоимости, угара и суммарного тепловыделения от окисления примесей металлошихты предложено определять по формуле

$$\Delta C_3 = \frac{C_3 - C_{O_2}}{\eta_3} - \frac{C_{ших}}{1000 L} \cdot \frac{3,6}{\sum_{i=1}^n ([\%E]_i Q_{x\_i} \eta_{1\_i} \eta_{2\_i})},$$

где  $C_{ших}$  – суммарная стоимость 1 т металлошихты, включающая также стоимость шлакообразующих, у. е.;  $L = 1 - \frac{\sum [\%E]_i}{100}$  – коэффициент использования металлошихты;  $[\%E]_i$  – процент угара  $i$ -го элемента;  $Q_{x\_i}$  – тепловой эффект реакции окисления  $i$ -го элемента, МДж/кг (тепловые эффекты реакций полного окисления углерода, кремния, марганца, фосфора и железа составляют 34,1; 31,13; 7,36; 25,01; 4,818 МДж/кг до FeO и 7,385 МДж/кг до Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> соответственно);  $\eta_{1\_i}$ ,  $\eta_{2\_i}$  – коэффициент использования энергии окисления и тепловой КПД.

Отметим, что в коэффициенте использования металлошихты необходимо также учитывать процентное содержание мусора.

Коэффициент использования энергии окисления для углерода, содержащегося в металлошихте, можно определить по формуле

$$\eta_C = \left( 1 - \frac{V_\delta c_v \Delta t_g 10^{-6} + q_{хим}}{Q_{x\_C}} \right),$$

где  $V_\delta$  – объем CO, выделяющегося при окислении 1 кг · C, м<sup>3</sup>/кг;  $c_v$  – теплоемкость CO, Дж/(м<sup>3</sup>·К);  $\Delta t_g$  – разность начальной температуры металлошихты и температуры CO, °C;  $q_{хим}$  – химический

недожог углерода (максимальный равен 23,62 МДж/кг), МДж/кг;  
 $Q_{x\_C}$  – тепловой эффект окисления углерода, МДж/кг.

При этом значение коэффициента для углерода  $\eta_C = 0,18$ , а эффективность использования энергии окисления углерода может быть значительно увеличена путем дожигания окиси углерода в рабочем пространстве печи вдуванием кислорода, при этом уменьшается энергия химического недожога, входящая в коэффициент использования энергии окисления.

При определении  $\eta_{1\_i}$  учтена специфика поведения примесей в процессе окисления, например переход углерода в удаляемые из печи газы в виде СО и СО<sub>2</sub> или переход кремния и других элементов в скачиваемый шлак, с поглощением теплоты шлакообразования.

Расчетное значение коэффициента использования энергии окисления кремния и других элементов, продуктами реакции окисления которых являются шлакообразующие, выше, чем углерода, и, например, для кремния составляет  $\eta_{Si} = 0,475$ . Тепловой КПД  $\eta_{2\_i}$  при окислении элементов в ванне расплава  $\eta_{2\_i} = 1$ .

На рис. 2 приведены результаты расчета эффективности использования некоторых видов металлошихты.

Безусловно, необходимо учитывать, что химический состав металлошихты известен лишь приближенно, поэтому приведенная методика определения коэффициентов является достаточно точной по отношению к общей точности результатов из-за разброса характеристик металлошихты, относящейся к одной категории лома.

*Утилизация теплоты отходящих из печи газов.* В связи с высокой температурой отходящих из рабочего пространства дуговых печей газов (1100–1800 °С), а также их большим объемом (15–20 тыс. м<sup>3</sup>/ч) вопрос о рациональном использовании содержащейся в них теплоты до сих пор остается открытым. Анализ различных теоретических данных, а также производственного опыта эксплуатации дуговых сталеплавильных печей приводит к выводу, что проблему утилизации теплоты отходящих из печи газов следует рассматривать комплексно, учитывая такие факторы, как мощность привода системы газоочистки, особенности работы системы регулирования давления в печи, возможность многостадийного теплоисполь-



зования и т. д. В настоящее время на опыте работы многочисленных систем доказана высокая эффективность первой стадии использования энергии отходящих газов, заключающаяся в подогреве металлошихты, подаваемой в печь. Необходимо отметить, что в производственных условиях наиболее эффективными являются мероприятия, заключающиеся в обеспечении возврата части энергии обратно в технологический процесс либо в технологический процесс агрегатов, находящихся на расстояниях, обеспечивающих минимальные потери тепловой энергии при ее транспортировании. Теоретически возможно также использование устройств, вырабатывающих электрическую энергию, хотя сложность и стоимость оборудования, как правило, не позволяют эффективно использовать эту возможность.

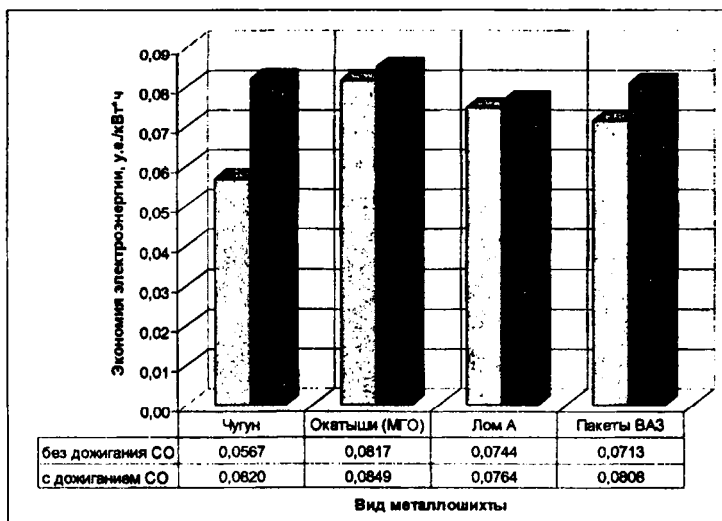


Рис. 2. Эффективность применения различных видов металлошихты (экономия электрической энергии за счет теплоты, выделяемой при окислении примесей)

Расчеты показывают, что при предварительном нагреве всей металлошихты до среднemasовых температур 300–900 °С за счет теплоты удаляемых из печи газов можно получать экономию энергии в пределах 43–176 кВт · ч/т. Экономия электрической энергии при этом может составлять несколько меньшую величину, если уменьшают количество сжигаемого в рабочем пространстве при-

родного газа, так как электрическая энергия в общем балансе теплоты, вводимой в печь, составляет 55–65 %, а энергия всех источников в балансе в таком случае перераспределяется с увеличением доли электрической энергии. Основным моментом в вопросах определения экономии ресурсов при предварительном подогреве металлошихты остается влияние конструктивных и технологических параметров устройств подогрева металлошихты, а также свойств самой металлошихты на максимальные среднemasсовые температуры ее подогрева.

К концу 20-го века в электросталеплавильном производстве начали применять несколько систем подогрева лома, наибольшее распространение из которых получили шахтные подогреватели конструкций FUCHS, IHI, конвейерная Consteel и др. Данные, приводимые производителями печей с подогревателями металлошихты, используемых на многих зарубежных металлургических предприятиях, свидетельствуют об их высокой эффективности, так как установки позволяют производить подогрев от 60 до 100 % всей металлошихты, подаваемой в печь, до среднemasсовых температур 700 – 850 °С.

Опыт эксплуатации дуговых печей с предварительным подогревом показывает, что наиболее эффективной схемой подогрева металлошихты является подогрев в шахтах, непосредственно устанавливаемых на дуговых печах.

Для исследования влияния вида металлошихты на эффективность ее предварительного подогрева удаляемыми из печи газами разработана модель, которая предполагает сопряженный теплообмен между кусками металлошихты и удаляемыми из печи газами, с решением внутренней задачи теплопроводности численным методом и описывается системой уравнений

$$\rho_{\text{нас}} c_p S_k dz \frac{dT_M(z)}{d\tau} = \alpha(z)(T_g(z) - \bar{T}_s(z)) dF ;$$

$$c_{p\_g} G_g dT_g = \alpha(z)(T_g(z) - \bar{T}_s) dF ;$$

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_x(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_y(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) ;$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(z)(T_g(x) - \bar{T}_s) ;$$

$$T(\tau = 0) = T_{M0} = \text{const} ; T_g(z = 0) = T_{g0} = f(\tau) ,$$

где  $\rho_{\text{нас}}$  – насыпная плотность металлошихты;  $c_p$  – массовая теплоемкость металлошихты;  $S_k$  – площадь сечения шахты;  $dz$  – высота элементарного участка шахты;  $dT_M(z)$  – изменение температуры металла на участке  $dz$  за время  $dt$ ;  $\alpha(z)$  – коэффициент теплоотдачи от газов к поверхности кусков металлошихты;  $T_g(z)$  – температура газа на элементарном участке  $dz$ ;  $\bar{T}_s(z)$  – средняя температура поверхности металла на элементарном участке  $dz$ ;  $dF$  – площадь поверхности металлошихты на элементарном участке  $dz$ ;  $c_{p\_g}$  – массовая теплоемкость газов;  $G_g$  – массовый расход газа;  $dT_g$  – изменение температуры газа на элементарном участке;  $\rho$  – плотность материала.

Необходимо отметить, что теплообмен кусков в модели происходит только с проходящим через слой металлошихты газом и в математической модели не учитывается продольная теплопроводность через слой металлошихты, так как градиент температур по длине шахты мал. Следует сказать, что предложенная физико-математическая модель позволяет использовать любую зависимость температуры газов на входе в шахту от времени. Так, в реальных условиях эксплуатации печи температура уходящих газов изменяется от 700 °С в начале плавки после завалки и подвалки до 1600–1700 °С в период продувки, причем при дожигании СО возможно повышение температуры до 1800–1900 °С.

Средняя температура поверхности на каждом расчетном участке по высоте шахты определяется из решения уравнения теплопроводности в двумерной постановке для отдельного куска металлошихты. Начальное условие определяется начальной температурой металлошихты, загружаемой в шахту, и температурой газов, покидающих рабочее пространство печи. Исходными данными для исследований являются средние размеры куска лома, насыпная плотность лома, масса и начальная температура, а также вид газа, его количество и температура.

После проведения серии расчетов при варьировании характерными размерами кусков металлошихты была получена зависимость

средней температуры подогрева металлошихты и температуры уходящих из шахты газов от размера куска и времени нахождения металлошихты в шахте (рис. 3).

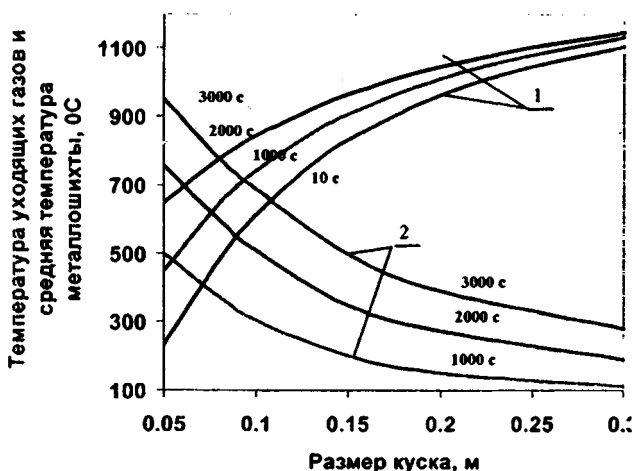


Рис. 3. Зависимость температуры подогрева лома от среднего размера куска металлошихты (насыпная плотность металлошихты, равная  $1800 \text{ кг/м}^3$ , масса металлошихты, загруженная в шахту, — 60 т, температура удаляемых из печи газов на входе в шахту составляет  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ ): 1 — температура уходящих газов; 2 — средняя температура металлошихты

Как следует из приведенных данных, металлошихта за 50 мин нагревается до среднемассовой температуры выше  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  только в случае кусков с толщиной менее  $0,06 \text{ м}$ . Для толщин кусков близких к  $0,3 \text{ м}$ , среднемассовая температура не превышает  $300 \text{ }^\circ\text{C}$ .

В связи с тем, что при осуществлении мероприятий по энергосбережению необходимо учитывать все возможные потери энергии, было определено влияние подогрева металлошихты в шахте ДСП на потребление электрической энергии системой удаления газов из печи. В качестве исходных данных были приняты данные по гидравлическому режиму печи ДСП-100 и условие о том, что этот режим (а следовательно, и эффективность удаления пыли и газов из

печи) не должен измениться при наличии шахты с металлошихтой. Показано, что прирост мощности, потребляемой системой газоочистки, может изменяться от 0,5 до 50 % в зависимости от сечения шахты. При уменьшении площади сечения шахты и соответственно увеличении высоты слоя, а также массы завалки аэродинамическое сопротивление слоя металлошихты будет существенно возрастать.

По результатам проведенных исследований можно предложить основные направления энергетической оптимизации электроплавки: оптимизацию состава металлошихты, использование в ДСП максимально возможного количества относительно дешевого органического топлива с окислением его чистым кислородом; увеличение количества кислорода, подаваемого в рабочее пространство для дожигания окиси углерода в период интенсивной продувки кислородом ванны с расплавом; изменение геометрических характеристик системы «дуга–шлак–металл» с целью максимальной отдачи электрической энергии металлу путем изменения соотношения ток/напряжение и применения технологии управляемого вспенивания шлака; наиболее полное использование теплоты удаляемых из печи газов для предварительного нагрева лома; оптимизацию гидравлического режима работы печи с целью исключения значительных подсосов холодного воздуха.

### *Заключение*

Обеспечение рациональных режимов в высокомошных дуговых сталеплавильных печах заключается в сопряжении технологических операций, обеспечивающих высокие энерготехнологические показатели. Так, например, управляемое вспенивание шлака позволяет вести плавку на меньших значениях токов, чем без вспенивания при вводе аналогичной мощности электрической энергии, при этом общий КПД печи увеличивается.

На основе анализа данных эксплуатации дуговых печей, а также теоретических исследований определены пути повышения энергоэффективности работы дуговых сталеплавильных печей, заключающиеся в использовании дополнительных источников энергии в виде природного газа и кокса с дожиганием СО в рабочем пространстве, а также предварительного нагрева лома в шахтных подогревателях.

Предложена методика оценки экономической целесообразности применения органического топлива в процессе выплавки стали в дуговых печах, заключающаяся в определении энергетического эквивалента электрической энергии, вводимой в печь, в стоимостном выражении при замене ее энергией сжигания органического топлива, а также методика оценки эффективности применения металлошихты определенного химического состава.

УДК 621.746

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (Екатеринбург, «Платан»),  
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук,  
И. А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,  
С. М. КАБИШОВ, канд. техн. наук. (БНТУ)

## СНИЖЕНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Для снижения химической неоднородности стальных слитков применяются разнообразные методы внешних воздействий, к числу которых относится пропускание электрического тока через кристаллизующийся расплав. В настоящей статье приводятся примеры снижения химической неоднородности стальных слитков при пропускании электрического тока и соображения о возможном механизме воздействия электрического тока на процесс кристаллизации стали. Реализация идеи воздействия электрического тока на затвердевающий стальной слиток сталкивается с чисто техническим затруднением, связанным со способом подключения электрического тока к слитку. Известно, что при непрерывной разливке стали используется индукционный метод электромагнитного перемешивания расплава, при котором индукторы расположены на определенном расстоянии (несколько сантиметров) от поверхности заготовки. Подобные устройства, основанные на применении бегущего электромагнитного поля, отличаются низким коэффициентом полезного действия, использованием источников тока повышенной мощности (до  $1000 \text{ кВ} \cdot \text{А}$ ), т. е. являются весьма дорогостоящими.

Альтернативой индукционному методу перемешивания расплава являются представленные ниже технические устройства, для которых характерно подключение электрического тока непосредственно к затвердевающему слитку. Подобные устройства различаются использованием постоянного либо переменного (импульсного) электрического тока, а также сочетанием электрического и магнитного полей.

**Постоянный электрический ток.** На рис. 1 представлена схема электрошлакового обогрева (ЭШО) головной части стального слитка, затвердевающего в чугунной изложнице. Известно, что формирование стальных слитков в изложницах сопровождается большими непроизводительными отходами металла в связи с образованием глубокой усачной раковины в верхней части слитков.

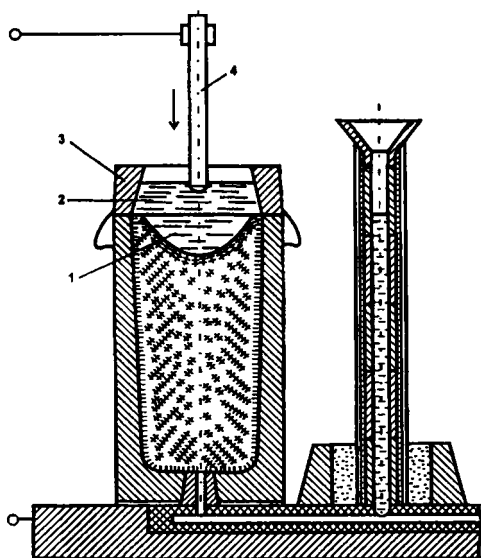


Рис. 1. Схема подвода электрического тока к стальному слитку, затвердевающему в изложнице: 1 – металлическая ванна; 2 – шлаковая ванна; 3 – прибыльная надставка; 4 – расходный электрод

В соответствии со схемой ЭШО, предложенной в [1], постоянный электрический ток подводится с помощью нерасходуемого электрода к шлаковой ванне, заполняющей прибыльную надставку изложницы.

цы. Электрическая цепь включает источник тока, электрод, шлаковую ванну и затвердевающий расплав: при прямой полярности электрод играет роль катода, слиток – роль анода; при обратной полярности – наоборот. Выделение джоулевой теплоты при прохождении электрического тока через шлаковую ванну приводит к разогреву шлака, что предупреждает образование «мостов» в головной части слитка и уменьшает глубину усадочной раковины. В то же время шлаковая ванна надежно изолирует поверхность металла от контакта с атмосферой, что способствует сокращению количества оксидов в стали. По данным [1], расход электроэнергии при использовании метода ЭШО составляет 15–18 кВт · ч.

В работе [2] изложены результаты изучения воздействия постоянного электрического тока на кристаллизацию опытных слитков массой 350 кг при электрошлаковом обогреве их головной части. На рис. 2 представлены результаты распределения сульфидов в опытных слитках, отливаемых при прямой (а) и обратной (б) полярности, а также при использовании переменного тока промышленной частоты (в). Судя по данным химического и металлографического анализа, при использовании постоянного тока обратной полярности выделяющиеся в слитке сульфидные включения отличаются более высокой дисперсностью по сравнению с током прямой полярности.

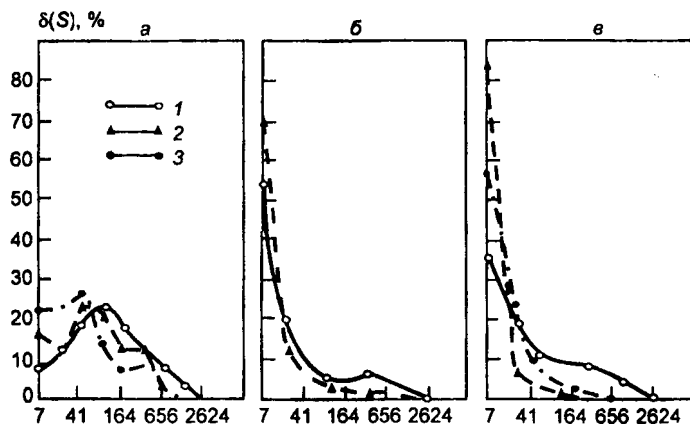


Рис. 2. Распределение сульфидов по размерам в опытном стальном слитке массой 350 кг по данным [4]: а – прямая полярность тока; б – обратная полярность тока; в – переменный ток; 1 – зона шнуровой сегрегации; 2 – на расстоянии 5 см от «шнура»; 3 – на расстоянии, большем 5 см от «шнура»



По мнению авторов [2], использование тока обратной полярности позволяет получить в стальном слитке распределение сульфидов, характерное для периферийной (высококачественной) зоны стальных слитков. Напротив, применение тока прямой полярности способствует возникновению нежелательных скоплений сульфидных включений типа «шнуровой» ликвации. Промышленная проверка обработки постоянным током стальных слитков массой 5–7 т (из стали 9Х2) подтвердила результаты лабораторных исследований: при обратной полярности тока ликвационные явления в литой стали выражены значительно слабее, чем при прямой. При объяснении полученного эффекта авторы [2] опираются на представления современной теории электролиза, согласно которым жидкая и твердая фазы стального слитка играют роль электролита и электрода соответственно. Следует отметить, что электродиффузия элементов в расплаве чугуна и стали известна достаточно давно. В частности, в работе М. А. Рабкина [3] обнаружено диффузионное перемещение ионов углерода в расплавленном чугуне, что соответствует представлению о том, что в расплаве на основе железа углерод присутствует в форме положительно заряженных ионов. Более детальное изучение электролитических свойств различных элементов в расплаве меди, серебра и железа представлено в [4–7].

Основной результат этих исследований сводится к следующему заключению: знак и величина эффективного заряда диффундирующей при электропереносе примеси существенно зависят от характера проводимости среды (расплава). Для расплава меди и серебра характерна электронная проводимость: при этом направление внешней электродвижущей силы совпадает с направлением «электронного ветра» и эффективные заряды серы, фосфора и кремния являются отрицательными. Это объясняет, почему указанные элементы в результате электролизного процесса в расплавах меди и серебра скапливаются у положительного полюса (анода). Расплав железа обладает специфическими по сравнению с медью и серебром свойствами проводимости. Эта специфика состоит в том, что расплав железа характеризуется наличием большого количества вакантных связей атомов, которые в отсутствие внешнего поля хаотически блуждают от одного атома к другому.

При наличии внешнего электрического поля часть связанных электронов начинает взаимодействовать с вакантными связями, при этом возникает поток связанных электронов, движущихся против

внешнего поля. Механизм проводимости при помощи связанных электронов называют «дырочной» проводимостью. В металлическом расплаве с электронной проводимостью (медь, серебро) эффективные заряды примесей (серы, фосфора, кремния) являются отрицательными, а ионы указанных примесей мигрируют к аноду.

В расплаве железа преобладает дырочный механизм проводимости, в связи с чем ионы указанных выше примесей мигрируют к катоду. Этим объясняется эмпирический факт уменьшения степени обогащения расплава серой и фосфором при наложении на затвердевающий стальной слиток электрического поля с обратной полярностью.

**Пульсирующий электрический ток.** Практическая реализация обработки затвердевающих стальных слитков постоянным электрическим полем затрудняется тем обстоятельством, что протекание постоянного тока в расплаве сопровождается значительными тепловыми потерями. Этот недостаток удается в определенной мере преодолеть при обработке затвердевающего расплава не постоянным, а пульсирующим электрическим током, импульсы которого характеризуются низкими средними значениями силы тока. Принципиальная схема установки для электроимпульсной обработки слитков представлена на рис. 3 [9, 10]. После заполнения изложницы 4 через жидкий металл пропускали ток от импульсного генератора 1, который подключали к изложнице и электроду 2, вводимому в прибыльную часть слитка. Электрообработка проводилась в течение всего времени кристаллизации расплава до момента завершения кристаллизации слитка. Эксперименты проводили для двух групп слитков массой 25 кг и 1,8 т из стали марок У7 и 1Х18Н9Т. Результаты исследования химической неоднородности по сечению слитков (для углерода и серы) представлены на рис. 4. Из графиков рис. 4 следует, что в результате электроимпульсной обработки максимальная ликвация углерода и серы снижается в 2,2–3,4 раза. При этом на оси слитков наблюдается изменение знака ликвации: из положительной ликвации (полученной на контрольных слитках, отлитых без электрообработки) до отрицательной!

Для объяснения столь существенного воздействия импульсной электрообработки стальных слитков на степень зональной сегрегации углерода и серы привлекается представление об эффекте Пельтье, сущность которого состоит в следующем [11, 12]. При

протекании через фронт кристаллизации тока определенной полярности возникает термоэлектрический эффект, сопровождающийся поглощением теплоты. При действии импульсов электрического тока достаточно большой силы количество поглощаемой теплоты за счет эффекта Пельтье превышает количество выделяемой теплоты фазового перехода (джоулева теплота) и на границе фронта кристаллизации возникает череда импульсов локального переохлаждения, что приводит к повышению скорости кристаллизации расплава.

Рис. 3. Схема электроимпульсной обработки затвердевающего слитка: 1 – генератор импульсного тока; 2 – электрод; 3 – прибыльная надставка; 4 – изложница; 5 – жидкая сердцевина слитка; 6 – затвердевшая часть слитка

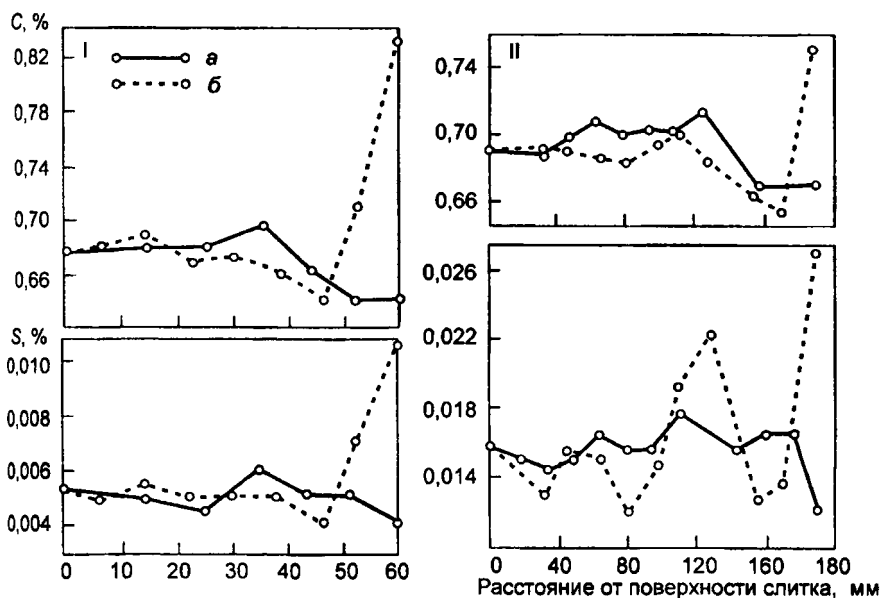
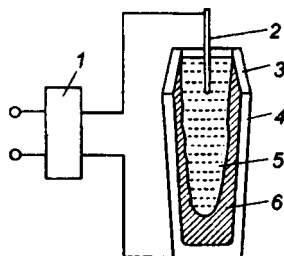


Рис. 4. Влияние импульсной электрообработки расплава: а – на распределение углерода и серы по сечению стальных слитков сечением 120×120 мм (1) и 380×380 мм (2); б – показатели для обычных слитков

Электроимпульсная обработка приводит к существенному изменению макроструктуры стальных слитков: зона столбчатых кристаллов сокращается на 10–12 %, дисперсность кристаллитов увеличивается в 1,5 раза.

Особенность эффекта Пельтье состоит в том, что поглощение теплоты у границы раздела фаз происходит практически мгновенно и локализуется непосредственно на указанной границе, где протекает процесс разделительной диффузии, приводящий к ликвации примесей. Именно эта особенность позволяет избежать «размывания» локальных участков переохлаждения и тем самым существенно повысить локальную скорость кристаллизации расплава, что и ведет к повышению показателей качества литой стали. Необходимо отметить, что в общей теории эффекта Пельтье [11, 12] используется представление о пропускании через границу раздела фаз электрического тока постоянной силы  $I$ , а величина коэффициента термоЭДС  $\alpha_p$  в общей формуле, связывающей поглощаемую тепловую мощность  $q_p$  с силой тока ( $I_p = (\alpha_p)T_1$ ), известна лишь для ограниченного ряда металлов (Zn, Bi, Cs, Ge) и некоторых полупроводников. Для случая импульсной подачи электрического тока через фронт кристаллизации сплавов на основе железа теория проявления эффекта Пельтье в настоящее время отсутствует, что затрудняет оценку необходимых параметров системы электроимпульсной обработки стальных слитков различной массы и различного химического состава.

**Постоянный электрический ток плюс постоянное магнитное поле.** Изложенные выше методы воздействия электрического тока на процесс кристаллизации слитка получают объяснение на основе представлений о различном механизме проводимости металла непосредственно у границы раздела фаз. Вместе с тем в практике непрерывного литья стали широко используется метод электромагнитного перемешивания (ЭМП), основанный на воздействии потока жидкой стали на фронт кристаллизации заготовки. При этом движение расплава в незатвердевшей части заготовки обусловлено действием бегущего электромагнитного поля, которое обеспечивается с помощью индукторов, расположенных в непосредственной близости от поверхности заготовки, но не соприкасающихся с ней. Практикуется размещение индукторов непосредственно в кристаллизаторе либо в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ с применением пониженной частоты бегущего поля (0,5–3 Гц) и повышенной мощности (500–1000 кВ · А).

Столь высокие значения мощности тока при использовании индукционного метода перемешивания обусловлены высоким уровнем потерь в зазоре между полюсами индукторов и поверхностью заготовки.

Как показано в ряде исследований [8, 13–16], движение расплава в незатвердевшей части непрерывно литых заготовок можно организовать при существенной экономии затрат при использовании эффекта движения электропроводной жидкости (расплава стали) в скрещенных постоянных электрическом и магнитном полях. При этом удается использовать опорные ролики МНЛЗ в качестве магнитопроводов и токоподводов к поверхности заготовки, как показано на рис. 5. Результаты модельных экспериментов и расчетов [8] позволяют установить базовую зависимость между скоростью течения расплава перед фронтом кристаллизации заготовки  $V$  (м/с), плотностью электрического тока  $j$  (А/м<sup>2</sup>) и магнитной индукцией  $B$  (Тл)

$$V = k \sqrt{jBL / \rho},$$

где  $L$  (м) – протяженность контура циркуляции;  $\rho$  (кг/м<sup>3</sup>) – массовая плотность расплава;  $k$  – эмпирическая константа.

На рис. 6 представлена полученная расчетом картина распределения функции тока и скорости движения расплава при использовании одной (а) либо трех (б) пар опорных ферромагнитных роликов, размещаемых в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ. Как видно из графиков рис. 6, максимальные значения скорости течения расплава у фронта кристаллизации заготовки достигают значений 0,15–0,2 м/с, что оказывается вполне достаточным для активного воздействия на характер кристаллической структуры затвердевающей стальной заготовки.

Организация движения расплава в жидком ядре затвердевающих отливок при использовании скрещенных (и постоянных) электрического и магнитного полей получила название «кондукционное электромагнитное перемешивание» (КЭМП). Приведем результаты промышленной апробации метода КЭМП при непрерывном литье сортовых стальных заготовок поперечным сечением 300×400 мм [8]. При этом в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ размещали два яруса ферромагнитных роликов, расположенных на расстоянии 1,7 и 2,8 м от зеркала расплава в кристаллизаторе. Скорость литья варьировали в пределах 0,5–0,75 м/с, перегрев металла в промежуточном ковше не превышал 20–50°, расход воды в зоне вторичного охлаждения – 0,3–0,4 л/кг. Электромагнитная система КЭМП обеспечила значения маг-

нитной индукции в центре стальной заготовки порядка 0,13 Тл, максимальная сила постоянного тока, пропускаемого через заготовку, не превышала 2500 А; средний расход электроэнергии составил 80 кВт · А.

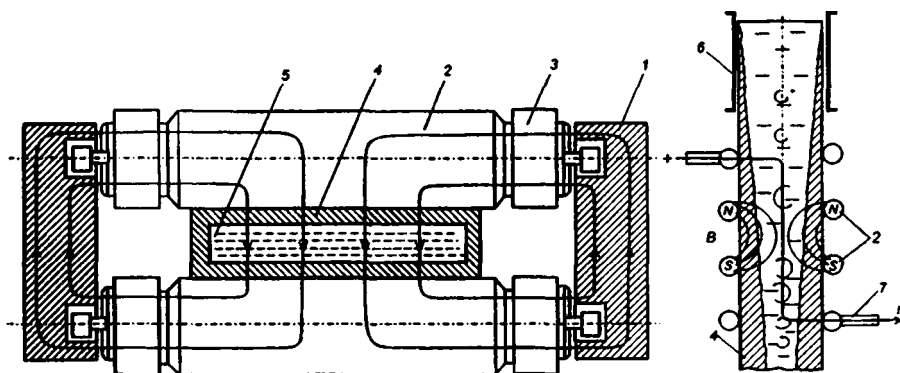


Рис. 5. Схема устройства для использования опорных роликов МНЦ в качестве элементов электромагнита: 1 – замыкающее ярмо; 2 – опорный ролик; 3 – катушка возбуждения; 4 – непрерывнолитая заготовка; 5 – жидкая фаза; 6 – кристаллизатор; 7 – источник постоянного тока

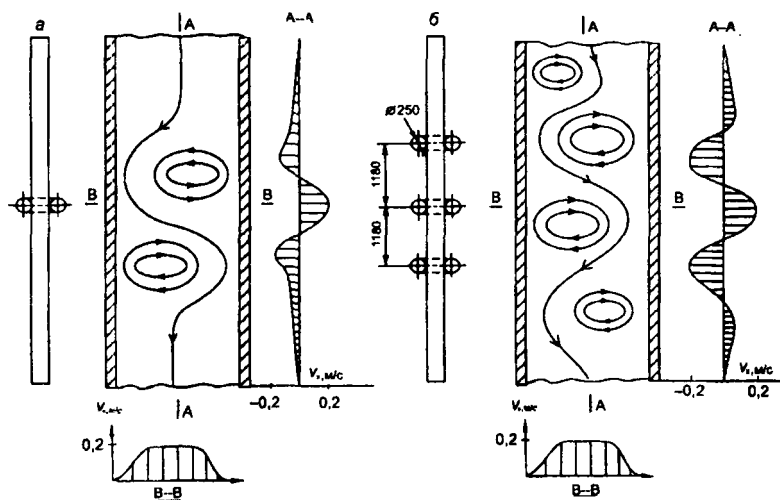


Рис. 6. Распределение изолиний тока и скорости течения расплава в продольном (А-А) и поперечном (В-В) сечениях слитка для случаев, когда перемешивание осуществляется с использованием одной (а) или трех (б) пар опорных роликов [13, 14]

В результате обследования макроструктуры отлитых заготовок показано, что при использовании КЭМП существенно увеличена зона равноосных кристаллов в центральной части заготовок, снижена степень осевой химической неоднородности литой стали.

В работе [15] приводятся результаты применения КЭМП при непрерывном литье листовых стальных заготовок из нержавеющей стали и показано, что при использовании перемешивания достигается существенное расширение зоны равноосных кристаллов (до 50 % от площади сечения заготовки) и степень волнистости холоднокатаного листа толщиной 0,3–0,4 мм уменьшается в четыре раза.

Вместе с тем отмечается, что чрезмерно интенсивное перемешивание жидкой фазы приводит к ярко выраженной отрицательной сегрегации примесей, что приводит к излишней отбраковке проката.

Таким образом, использование скрещенных постоянных электрического и магнитного полей позволяет регулировать соотношение структурных зон в непрерывнолитой заготовке и снижать степень осевой химической неоднородности заготовок – одного из наиболее характерных дефектов литой стали при непрерывном литье. При этом использование метода КЭМП позволяет достигать существенной (в несколько раз) экономии электроэнергии по сравнению с индукционным методом перемешивания при непрерывном литье стали в аналогичных условиях.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дудко, Д. А. Комплексное улучшение качества стальных слитков / Д. А. Дудко, Р. Г. Крутиков, К. К. Прохоренко. – Киев: Наук. думка, 1969. – 180 с.
2. Специальные вопросы электротермии: сб. / В. С. Дуб [и др.]. – Чебоксары, 1980. – С. 16–22.
3. Рабкин, М. А. Электролитический перенос углерода в жидких железоуглеродистых сплавах / М. А. Рабкин // Журнал прикладной химии. – 1957. – Т. 30, вып. 5. – С. 791–794.
4. Григорян, В. А. Электроперенос серы в расплавленном серебре / В. А. Григорян, Г. А. Григорьев // Изв. АН СССР. Metallургия и горное дело – 1963. – № 3. – С. 96–97.
5. Григорян, В. А. Электроперенос серы в расплавленном чугуна / В. А. Григорян, Г. А. Григорьев // Изв. вузов. Черная металлургия. – № 3. – С. 140–143.
6. Ватолин, Н. А. Об электропереносе кремния, фосфора и серы в жидком чугуна и меди / Н. А. Ватолин, О. А. Есин, Э. Л. Дубинин // Физика металлов и металловедение. – 1965. – Т. 19, вып. 4. – С. 634–636.
7. Белашенко, Д. К. Исследование расплавов методом электропереноса / Д. К. Белашенко. – М.: Атомиздат, 1974. – 88 с.

8. *Самойлович, Ю. А.* Кристаллизация слитка в электромагнитном поле / Ю. А. Самойлович. – М.: Металлургия, 1986. – 168 с.
9. Улучшение технологии производства крупных слитков / И. Р. Крянин [и др.] // *Сталь*. – 1988. – № 4. – С. 31–34.
10. *Манохин, А. И.* Снижение зональной ликвации в слитках стали У7 и 1Х18Н9Т электроимпульсной обработкой при затвердевании / А. И. Манохин, Г. Т. Мальцев // *Сталь*. – 1990. – № 9. – С. 65–67.
11. *Иоффе, А. Ф.* Полупроводниковые элементы / А. Ф. Иоффе. – М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1956. – 104 с.
12. *Калашников, С. Г.* Электричество / С. Г. Калашников. – 4-е изд. – М.: Наука 1977. – 592 с.
13. Электровихревой метод перемешивания расплава в жидком ядре заготовок при непрерывном литье / Ю. А. Самойлович [и др.] // *Вестн. НАНБ, серия физ.-техн. наук*. – 2001. – № 2. – С. 125–128.
14. Закономерности кондуктивного метода электромагнитного перемешивания расплава при непрерывном литье листовых заготовок / Ю. А. Самойлович [и др.] // *Вестн. НАНБ, серия физ.-техн. наук*. – 2001. – № 2. – С. 129–132.
15. *Nakatani M., Adachi T., Sugitani J.* // *Journal of Iron and Steel Inst.* – Japan, 1981. – Vol. 67, № 8. – Pp. 1284–1296.
16. *Федотов, В. М.* / В. М. Федотов [и др.] // *Магнитная гидродинамика*. – 1984. – № 4. – С. 95–100.

УДК 669.041

**С. М. КОЗЛОВ**, канд. техн. наук,  
**И. А. ТРУСОВА**, д-р техн. наук,  
**Р. Б. ВАЙС**, канд. техн. наук (БНТУ)

## **УЧЕТ ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СПОСОБНОСТИ ПЕЧНОЙ АТМОСФЕРЫ ПРИ РАЗРАБОТКЕ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НАГРЕВА КОРДОВОЙ СТАЛИ В ПЕЧАХ ПАТЕНТИРОВАНИЯ**

Повышение выхода годного металла при нагреве слитков и заготовок, безусловно, представляет собой весьма важную и актуальную производственную задачу.

Как правило, при решении проблем, связанных с минимизацией окисления стали, рассматривают два подхода:

1) разработку оптимальных температурных режимов нагрева (выдержка металла при минимально допустимой с технологической



точки зрения температуре греющей среды, а затем форсированный нагрев до требуемой температуры);

2) создание малоокислительной печной атмосферы, когда в качестве управляющего параметра выступает величина коэффициента расхода воздуха  $\alpha_v$  (понижение концентрации воздуха в сварочной и томильной зонах печи и последующее повышение его содержания в начальных технологических зонах с целью дожигания несгоревших остатков топлива).

Сегодня неоспоримым фактом является то, что при разработке новых теплотехнологических режимов функционирования нагревательных агрегатов следует ориентироваться на математическое моделирование изучаемых процессов, поскольку проведение многовариантных расчетов вместо натуральных эффективнее, так как значительно снижает стоимость подобных исследований.

Известные математические формулы (законы Аррениуса, Эйринга, Эванса), описывающие зависимость скорости окисления металла от температуры нагреваемой поверхности, не учитывают влияние печной атмосферы [1]. В данной работе представлена попытка авторов модифицировать эмпирическую формулу Эванса с целью возможности учета отмеченного параметра.

Пусть динамика процесса окисления стали описывается дифференциальным уравнением

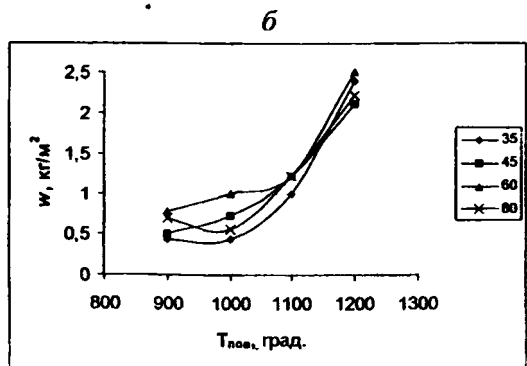
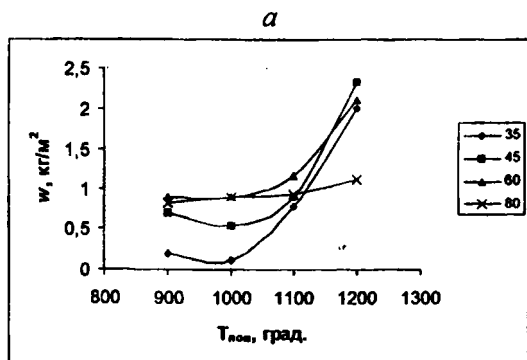
$$\frac{dw}{d\tau} = k_w(\alpha_v, T_{\text{пов}}(\tau)) \frac{\chi}{T_{\text{пов}}(\tau)} \exp\left(\frac{-\beta}{T_{\text{пов}}(\tau)}\right), w(0) = 0,$$

где  $w$  – толщина слоя окалины;  $\tau$  – время;  $T_{\text{пов}}$  – температура поверхности нагреваемого металла;  $\chi$  – константа, характеризующая динамику роста окалины;  $\beta$  – отношение энергии активации к газовой постоянной;  $k_w$  – поправочный коэффициент, учитывающий влияние коэффициента избытка воздуха  $\alpha_v$  на окислительную способность печной среды.

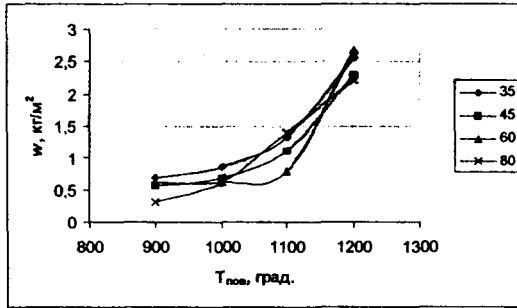
Величины  $\chi$  и  $\beta$  определяются при идентификации математической модели окисления металла.

Для определения поправочного коэффициента  $k_w$  на основе температуры металла и величины  $\alpha_s$  использованы данные работы [2]. Несмотря на то, что влияние коэффициента расхода воздуха на угар стали сказывается лишь при высоких температурах поверхности металла, неучет поправочного коэффициента приводит к значительным погрешностям при вычислении итоговой величины окалины.

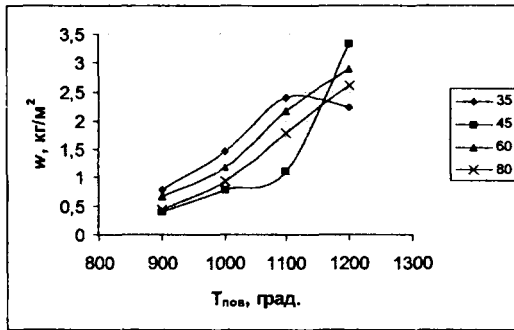
На рис. 1 отражена зависимость величины образующейся окалины от температуры образца при различных значениях коэффициента расхода воздуха. В табл. 1 представлены расчетные значения поправочного коэффициента  $k_w$ .



6



2



д

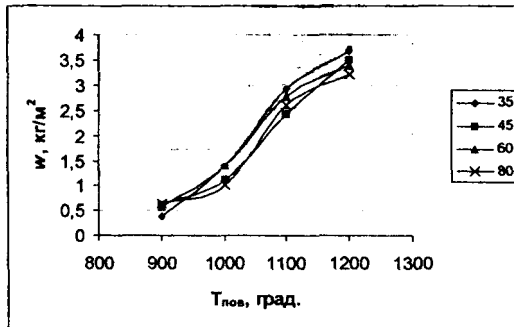


Рис. 1. Зависимость величины образующейся окалины от температуры образца при различных значениях коэффициента расхода воздуха: а - 0,7; б - 0,8; в - 0,9; г - 1,0; д - 1,1

Таблица 1. Расчетные значения поправочного коэффициента  $k_w$

Температура поверхности, °С	Коэффициент расхода воздуха $\alpha_a$				
	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1
<i>Сталь 35</i>					
900	0,244	0,564	0,885	1,000	0,462
1000	0,075	0,299	0,585	1,000	0,946
1100	0,326	0,418	0,556	1,000	1,230
1200	0,901	1,077	1,153	1,000	1,653
<i>Сталь 45</i>					
900	1,769	1,282	1,436	1,000	1,564
1000	0,679	0,923	0,885	1,000	1,423
1100	0,802	1,099	1,000	1,000	2,198
1200	0,700	0,634	0,685	1,000	1,051
<i>Сталь 60</i>					
900	1,328	1,164	0,910	1,000	0,836
1000	0,761	0,855	0,521	1,000	1,188
1100	0,539	0,562	0,359	1,000	1,281
1200	0,730	0,865	0,924	1,000	1,173
<i>Сталь 80</i>					
900	1,841	1,568	0,705	1,000	1,455
1000	0,947	0,595	0,649	1,000	1,037
1100	0,528	0,685	0,781	1,000	1,466
1200	0,425	0,851	0,851	1,000	1,234

Полученные результаты использовались при разработке энерго- и ресурсосберегающих режимов нагрева кордовой проволоки в печах патентирования РУП «Белорусский металлургический завод» [3]. Был реализован предельно возможный вариант снижения соотношения «топливо – воздух» в различных технологических зонах печи (с учетом полного дожигания продуктов горения). В результате получены следующие параметры: I зона –  $\alpha_{\text{в}} = 1,05-1,15$ ; II зона –  $\alpha_{\text{в}} = 1,0-1,1$ ; III зона –  $\alpha_{\text{в}} = 1,0-1,1$ ; IV зона –  $\alpha_{\text{в}} = 0,85-1,0$ . Разработанный рациональный режим нагрева проволоки с учетом изменения  $\alpha_{\text{в}}$  по длине печи представлен на рис. 2.

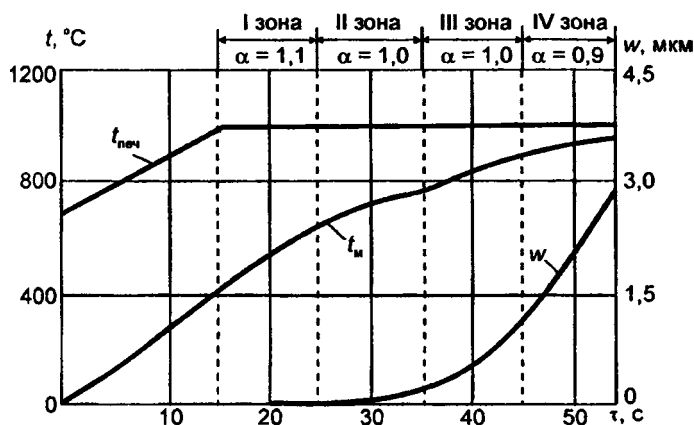


Рис. 2. Рациональный режим нагрева проволоки в печи патентирования с учетом изменения  $\alpha_{\text{в}}$  по длине печи

Дальнейшее планиметрирование проб окалины с отобранных образцов показало, что толщина слоя окалины в зависимости от диаметра проволоки уменьшилась на 8–18 %.

Следует отметить, что в печах патентирования при автоматическом регулировании соотношения «топливо – воздух» и температур по зонам имеется возможность достигнуть более высоких технико-экономических показателей с точки зрения окалинообразования. Рекомендовано также понижение коэффициента избытка воздуха в III и IV зонах печи до величины 0,7–0,8 за счет изменения некоторых конструктивных узлов печной установки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние различных факторов на процесс окисления сталей при нагреве в пламенных печах / С. М. Козлов [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2001. – № 2. – С. 127–129.
2. Окажинообразование сталей при сжигании газообразных топлив / А.Н. Минаев [и др.] // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1983. – № 12. – С. 98–100.
3. Разработка высокоэффективных режимов термической обработки кордовой стали в печах патентирования / В. И. Тимошпольский [и др.] // *Энергетика... (Изв. высш. учеб. заведений и энерг. объединений СНГ)*. – 2001. – № 4. – С 61–67.

УДК 669.18

М. Л. ГЕРМАН, канд. физ.-мат. наук (РУП «БелТЭИ»),  
И. Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд. техн. наук (НАН Беларуси),  
Н. Л. МАНДЕЛЬ, канд. техн. наук, В. А. ХЛЕБЦЕВИЧ (БНТУ)

### ПЕРСПЕКТИВА СОЗДАНИЯ МИКРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ГОРЯЧЕКАТАНЫХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС

В статье [1] рассмотрены технические направления модернизации металлургического производства в Республике Беларусь с целью создания собственной горнометаллургической отрасли. Учитывая важность затронутого вопроса, следует подчеркнуть актуальность формирования гибких микрометаллургических производств, обеспечивающих получение определенного сортамента полуфабрикатов, необходимых для нужд промышленных предприятий в условиях Республики Беларусь.

В настоящее время рост производства строительной, машиностроительной и других отраслей характеризуется увеличивающимся потреблением стального листа, полосового проката и другой металлопродукции, которая импортируется в Республику Беларусь. Разработка и внедрение новых металлургических технологий позволят решить проблему импортозамещения полосового проката с полным обеспечением внутреннего рынка и возможным увеличением экспортного потенциала. При этом следует учитывать такой фактор, как обеспечение максимально возможной независимости республики от импорта сырьевых и топливных ресурсов.

Необходимо отметить, что микрометаллургический завод по производству полосового проката может представлять собой производство с полным или частичным циклом. Полный цикл включает добычу и обогащение железной руды, производство окатышей или брикетов для восстановительного процесса, получение передельного чугуна (в доменной печи или методами бескоксовой металлургии) или губчатого железа в восстановительном реакторе, сталеплавильный процесс в кислородном конвертере или электродуговой печи, внепечную обработку стали в установке «печь – ковш», непрерывную разливку и прокатку стали в совмещенном литейно-прокатном агрегате до полос требуемой толщины. Частичный цикл производства ограничивается переплавом стального лома в электродуговой печи с промежуточным рафинированием в установке «печь – ковш» и завершающей непрерывной разливкой и прокаткой. Выбор технологии при частичном цикле производства определяется низкими капиталовложениями, минимальными энергетическими затратами и высокой производительностью в условиях технологического маршрута непрерывная разливка – прокатка. При этом конечная продукция должна обладать высоким качеством поверхности полосы, минимальным количеством металлургических дефектов, высоким уровнем сочетания прочностных и пластических характеристик.

Данным требованиям отвечает литейно-прокатный модуль технологии *Castrip*, представляющий собой метод прямого литья с однопроводной горячей прокаткой и обеспечивающий получение полосы из низкоуглеродистой стали с высоким уровнем свойств и годовой производительностью 500000 т [3]. Отличительной особенностью установки *Castrip* является прямой контакт расплавленной стали с валками-кристаллизаторами (рис. 1, 2).

Принцип работы данного литейно-прокатного агрегата следующий. Жидкий металл через промежуточный ковш 2 и распределитель 3 подается в зону, ограниченную валками-кристаллизаторами. В межвалковом пространстве 5 осуществляются два процесса – кристаллизация расплава и пластическая деформация закристаллизовавшегося металла. При этом скорости литья значительно выше, чем в процессе производства тонкослябовых заготовок (скорость литья – 80 м /мин, время полного затвердевания – 0,15 с, средняя скорость охлаждения корки в кристаллизаторе – 1700 °C/с [4]). За-

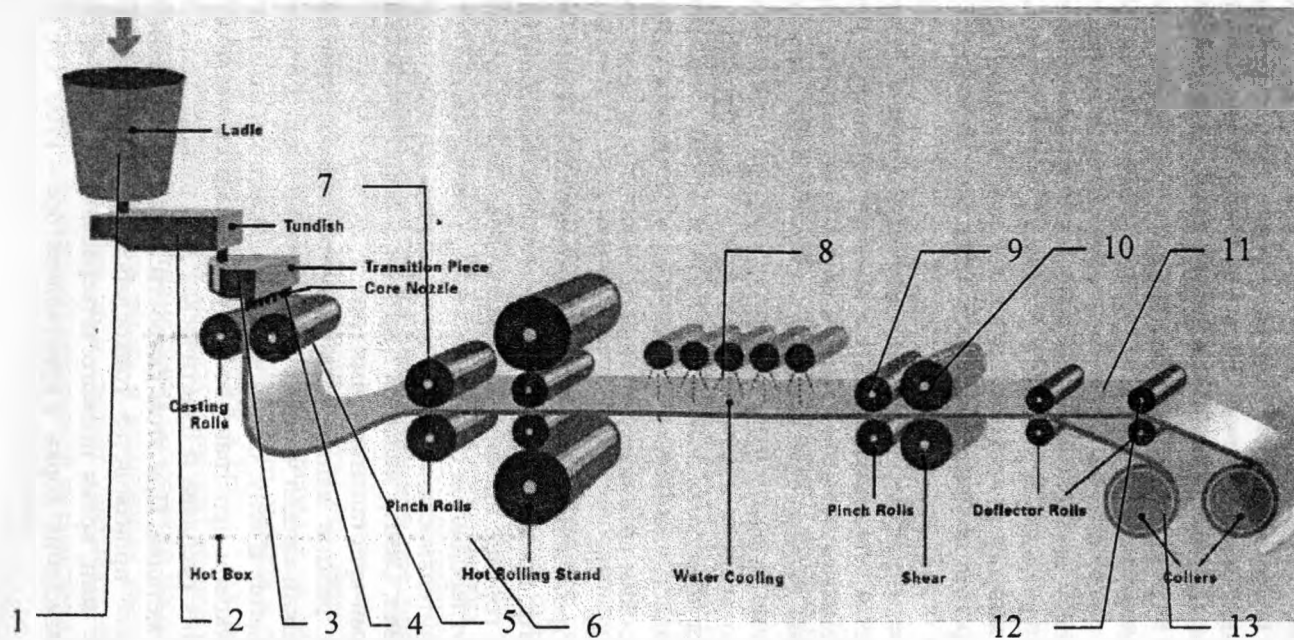


Рис. 1. Схема процесса Castrip: 1 – ковш; 2 – промежуточный ковш; 3 – распределитель жидкого металла; 4 – форсунки; 5 – валки-кристаллизаторы; 6 – камера с инертным газом (тепловой бокс); 7 – прокатный стан; 8 – зона охлаждения; 9, 10 – захватывающие ролики; 11 – зона разрезки; 12 – отклоняющие ролики; 13 – наматывающие устройства



тем полоса по ходу своего движения направляется из камеры с инертным газом 6 в однопроходной прокатный стан 7, где деформируется до требуемой толщины (0,7–2 мм) и после охлаждения 8 сматывается в рулоны 12, 13. Общая протяженность модуля – 60 м. Литейно-прокатный модуль Castrip позволяет в кратчайшие сроки изменять толщину и свойства конечной продукции.

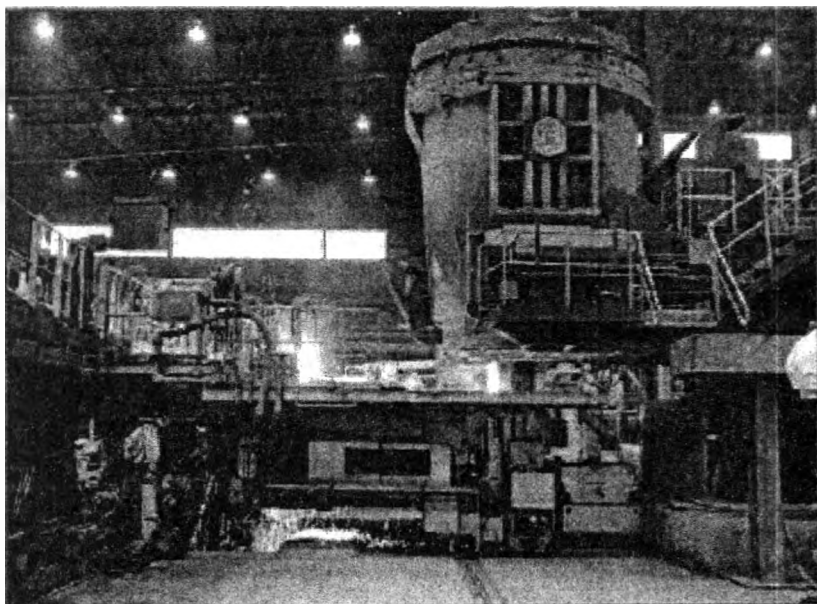


Рис. 2. Участок прямого литья полосы на заводе Nucor (США)

Варьирование микроструктурами, способными формироваться различными заданными режимами кристаллизации и деформации полос, обеспечивает широчайшие возможности получения разнообразных механических свойств для стали одного химического состава. Поскольку процесс Castrip обеспечивает получение полос толщиной 0,7–2,0 мм с высокими скоростями литья, создаются возможности производства новой продукции, в том числе с повышенными прочностными характеристиками [5].

Несмотря на то, что в процессе Castrip может использоваться стальной лом различного качества, для получения полосы с высо-

ким уровнем эксплуатационных показателей целесообразно дополнительное применение качественных шихтовых материалов, в частности передельного чугуна или губчатого железа в шихте при выплавке в электродуговой печи. Губчатое железо в виде брикетов как правило, производится на функционирующих металлургических предприятиях с использованием бескоксовых (внедоменных) способов получения железа [1]. В качестве потенциального поставщика горячебрикетированного железа можно рассматривать Лебединский ГОК (Россия), где теоретически можно закупать данное сырье для микрометаллургического предприятия, работающего в условиях частичного цикла. Если в ближайшей перспективе предусмотреть создание предприятия с частичным циклом производства, то при годовой программе производства стальной полосы 500,0 тыс. т потребуется около 160,0–200,0 тыс. т горячебрикетированного железа.

Для того чтобы избежать зависимости от импорта железосодержащего сырья, целесообразно рассмотрение возможности создания микрометаллургического предприятия полного цикла по производству полосового проката, учитывая наличие собственных запасов железной руды. Поскольку большинство заводов, использующих прямое восстановление железа, имеют высокую годовую производительность, то вызывает интерес рассмотрение такой технологии прямого восстановления, которая бы отвечала требуемой производительности горячекатаных полос процесса Castrip. В работе [1] рассмотрены процессы бескоксовой металлургии, где показано, что одной из промышленно освоенных технологий производства жидкого чугуна является процесс Cogex. На основании проведенных исследований разработана схема производства листового проката (рис. 3), включающая в себя шесть основных участков: участок подготовки шихты, плавильный участок, листопрокатный участок конденсационную электростанцию, кислородную станцию, склад готовой продукции. Подготовленная шихта, представляющая собой смесь кусковой железной руды, окатышей, окалины известняка и доломита, загружается в восстановительную шахту через систему шлюзов, в которую из плавильного газификатора подается восстановительный газ, содержащий более 70 % CO. Восстановительный газ образуется в плавильном газификаторе при подаче угля и кислорода в необходимых пропорциях. Под действием восстановительного газа в шахте железная руда, окатыши и куски руды восстанавли-

ваются до состояния губчатого железа, которое затем загружается в плавильный газификатор через систему опускных труб. Туда же загружается металлическая стружка и уголь. Уголь газифицируется кислородом, подаваемым от кислородной станции, и частично сжигается. Выделяемая при этом теплота идет на расплавление губчатого железа, которое насыщается углеродом и превращается в чугун. Чугун из плавильного реактора поступает на установку десульфурации, где осуществляется его очистка от серы, и направляется в кислородный конвертер или электродуговую печь. Сталь из кислородного конвертера поступает на участок внепечной обработ-

### Технологическая схема мини-завода

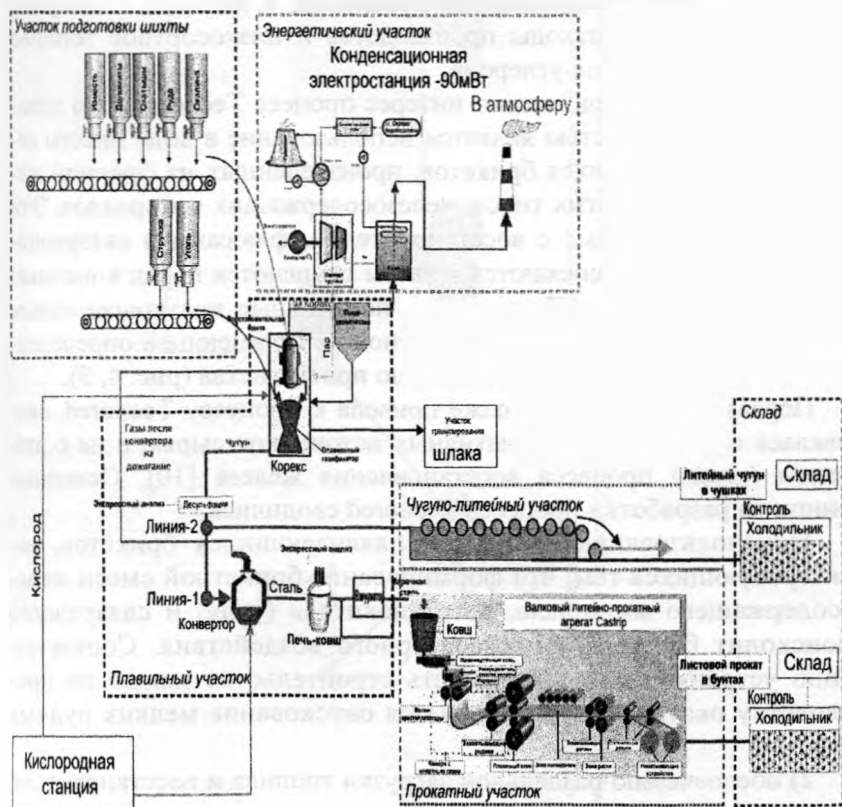


Рис. 3. Схема производства листового проката

ки стали, где осуществляется доводка по химическому составу путем добавки легирующих элементов, дегазация стали и уменьшение количества неметаллических включений. После внепечной обработки сталь направляется на литейно-прокатный агрегат Castrip, где формируется полосовой прокат.

Вместе с тем вопросы использования процесса Corex требуют дальнейшей проработки и сравнения с альтернативными вариантами в связи с тем, что в конкретном случае необходима закупка коксующихся углей, железорудных окатышей (или строительство мини-завода по их производству) и др. Кроме того, стоимость высококачественного железорудного сырья также растет и использование мелких фракций железной руды стимулировало разработку энергоэффективных производственных процессов, в которых к тому же могут применяться отходы производства и низкосортное топливо как основной источник углерода.

В этой связи представляет интерес процесс Tesnored. Его отличительной особенностью является использование в виде шихты самовосстанавливающихся брикетов, произведенных из фракций железной руды или других типов железосодержащих материалов. Эти материалы, смешанные с восстановителем, флюсами и связующими, брикетируются, спекаются и затем осушаются перед конечным применением в печи. После этого полученные кратковременным спеканием брикеты плавятся в шахтной печи, имеющей определенную дифференцированную геометрию пространства (рис. 4, 5).

Первая идея, которая позже привела к процессу Tesnored, связывалась с поиском альтернативных источников сырья, а не с развитием нового процесса восстановления железа [10]. Основные принципы разработки процесса Tesnored сводились к:

- 1) использованию самовосстанавливающихся брикетов, характеризующихся тем, что формирование брикетной смеси железосодержащего материала, восстановителя (угля) и связующего происходит без высокотемпературного воздействия. Соответственно устраняется необходимость строительства завода по производству окатышей и не требуется окускование мелких рудных фракций;

- 2) обеспечению отдельной загрузки топлива и восстановителя. Твердое топливо загружается непосредственно в горн специально разработанной печи, минуя прохождение шахты;

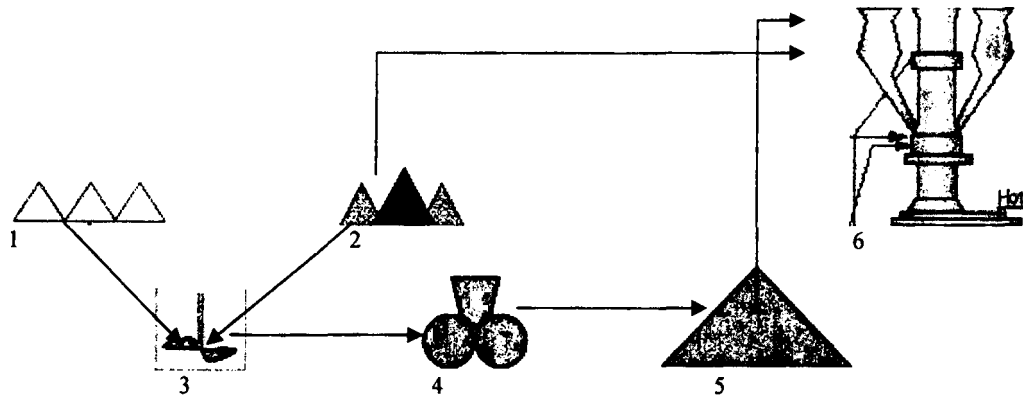


Рис. 4. Схема процесса Теспоред: 1 – площадка для хранения связующих и флюсов; 2 – площадка для хранения руды и топлива; 3 – смеситель; 4 – брикетирующее устройство; 5 – площадка для спекания и хранения брикетов; 6 – печь Теспоред

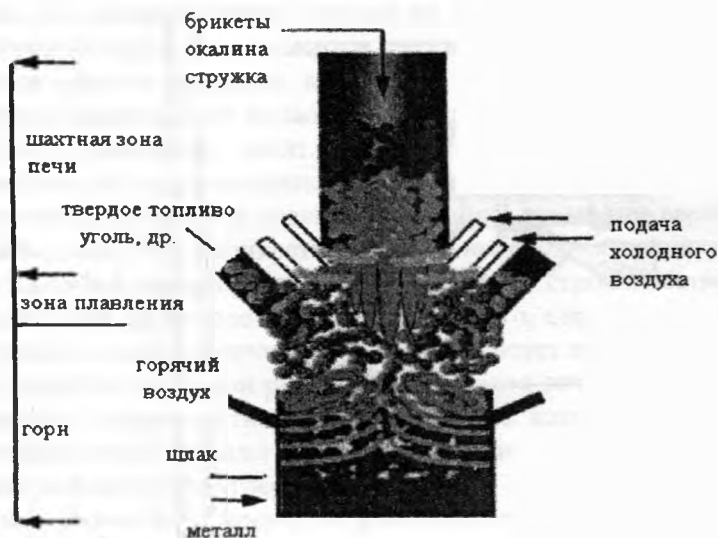


Рис. 5. Разрез печи Tesnored

3) использованию дутья горячего и холодного воздуха на двух разных уровнях печи. Дожигание газов обеспечивает необходимое количество теплоты для процесса восстановления в шахте.

Главная составляющая процесса – специально разработанная низкошахтная печь Tesnored со специфической геометрией и предназначенная для получения передельного чугуна в процессе жидкофазного прямого восстановления мелких фракций руды и угля. Она характеризуется боковой подачей твердого топлива и дожиганием монооксида углерода в верхней части шахты, приводящим к высвобождению энергии для предварительного разогрева и восстановления шихты. В этом варианте шихта, составленная из самовосстанавливающихся брикетов, загружается через центральную камеру и сразу же нагревается восходящими газами, движущимися в противопотоке, и восстанавливается за очень короткий промежуток времени в верхней части шахты (20–0 мин).

Процесс характеризуется высокой эффективностью, отсутствием использования чистого кислорода, кокса, окатышей. Типы применяемых углеродсодержащих материалов (табл. 1):

• в качестве восстановителя в брикетах – мелкие фракции некоксуемого угля (антрацит, полуантрацит и др.), древесного угля, углеродсодержащих остатков, нефтяного кокса и др.;

• в качестве топлива – низкопрочный полукокс, кусковой уголь, кусковой нефтяной кокс, брикеты угля, биомасса (дрова, стволы деревьев), куски автомобильных шин и пластмассовый скрап, которые могут использоваться либо самостоятельно, либо в смесях [10–13].

*Таблица 1. Топливо для процесса Tesnored*

Материал	Фракции твердого топлива
Некоксуемый уголь	Кусковой антрацит и полуантрацит, брикеты угля мелких фракций,
Побочные продукты нефтепереработки	Нефтяной кокс, битумные угли
Кокс низкой стоимости	Высокозольный полукокс, низкопрочный кокс
Биомасса	Древесный уголь, древесные отходы в количестве 20 % в смеси с углем, обугленные деревянные дрова-обрезки, брикеты из мелких фракций древесного угля
Отходы	Куски шин (до 20 % в смеси с углем), пластмассовый скрап (до 20 % в смеси с углем)

Для железосодержащего сырья применяются: мелкие фракции железной руды, шламы металлургических производств, окалина, низкосортные отходы металлообрабатывающих производств, др.

Технология Tesnored может функционировать в четырех версиях [11]:

а) Smelter™

Данная версия процесса сочетает восстановление и последующее плавление самовосстанавливаемых брикетов, образованных из руды мелких фракций, носителя углерода, флюсов и связующих, для производства жидкого металла. Одно из преимуществ – высокая скорость процесса, порядка 20–30 мин;

б) Finisher™

Эта версия предусматривает брикетирование губчатого железа с фракциями угля. Процесс способствует ошлаковыванию пустой породы и науглероживанию железа, создавая чистый металл, доступный для электросталеплавильного процесса, понижая расход энергии и значительно увеличивая производительность электродуговой печи;

в) Melter™

Цель данной разновидности – оптимизировать плавление разнообразной металлической шихты, включающей низкокачественный скрап и стружку из отходов металлообработки. Преимущества заключаются в более низкой стоимости плавления благодаря эффективности процесса и использования низкостоимостного восстановителя;

г) T-RIOS™

Данная версия сочетает восстановление и последующее плавление самовосстанавливающихся брикетов, состоящих из железно- и углеродсодержащих остатков, полученных после рудниковых и металлургических процессов. Вследствие высокой производственной гибкости в технике приготовления брикетов стальные отходы, обогащенные железом и углеродом, могут использоваться в виде шихты (сюда входят шламы металлургических производств, остатки коксовых заводов, окалина, пыль агломерационных заводов, отходы и пылеотложения после сталеплавильного процесса, т. д.).

Все версии процесса – эффективная альтернатива в производстве жидкого чугуна для сталелитейных заводов (интегрированных или мини-заводов) или для литейных цехов. Один и тот же реактор может быть использован для каждой из упомянутых операций в зависимости от типа шихты, доступной для загрузки. Вероятно, с учетом планируемого производства полосового проката в экономико-географических условиях, свойственных Беларуси, наибольший интерес представляют T-RIOS, MELTER, SMELTER.

The American Iron and Steel Institute's (AISI) совместно с Carnegie Mellon University in Pittsburgh, Pennsylvania выполнили исследования по использованию биомассы в процессе производства стали [14–15], в частности древесного угля как возобновляемого источника энергии. Отмечено, что при применении древесного угля эмиссия парниковых газов может быть понижена на 90 %. По оценкам



[15], для производства 1 млн т восстановленного чугуна необходимо использовать приблизительно 32 км<sup>2</sup> леса. Дополнительно можно использовать сопутствующие продукты от деревообработки и отходов целлюлозно-бумажной промышленности.

В виде дополнительного топливного ресурса следует также рассмотреть гидролизный лигнин как продукт отхода целлюлозно-бумажных комбинатов, который имеет меньшее содержание серы [2]. Применение при гидролизе лигнина соляной кислоты позволяет свести содержание серы до минимума.

Таким образом, гибкий, доступный и недорогой выбор топлива, более полноценное использование собственных сырьевых и топливных ресурсов и отходов производств (целлюлозно-бумажного, нефтеперерабатывающего) создают предпосылки для оценки применения процесса Tesnored в условиях Республики Беларусь, поскольку данная технология представляет собой альтернативный процесс с экономическими и экологическими преимуществами [11–13].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский, В. И. Развитие металлургического комплекса на базе промышленного освоения железных руд (для использования в Республике Беларусь) / В. И. Тимошпольский // *Литье и металлургия*. – 2007. – № 2. – С. 6–17.
2. Ожогин, В. В. Использование нетрадиционных восстановителей в производстве металлургических брикетов / В. В. Ожогин, А. П. Бочек // *Сталь*. – 2007. – № 1. – С. 96–99.
3. Blejde, W. Development of Low Carbon Thin Strip Production Capability at Project "M" / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase. // *Iron and Steelmaker*. – 2000. – V. 27 – No 4. – P. 29–33.
4. The CASTRIP Process – An Update on Process Development at Nucor Steel's First Commercial Strip Casting Facility / M. Schueren [et al.] // *AISTech 2007*. Indianapolis. – Indiana, USA. – 7–10 May. – 2007.
5. Evolution of Microstructures and Product Opportunities in Low Carbon Steel Strip Casting / K. Mukunthan [et al.] // *Brimacombe Symposium*. – Vancouver, British Columbia, Canada. – 1–4 October. – 2000.
6. Kastner, W. Next Generation Corex Technology / W. Kastner // *Metals & Mining*. – 2007. – No 1. – P. 25.
7. Tara Goldsworthy, Carolyn McCarthy. HIs melt – Meeting the High Quality Metallics Challenge // *SEAISI 2001 – «Challenges for the Asian Steel Industry in the New Era»* (14 – 16 May 2001).
8. Pablo, E. Duarte. HYL Direct Reduction Technology: Adaptations for the Indian Market / E. Pablo // *Tenova Steelmaking using HYL DRI // HYL, Hylsa Technology Division*. – Mexico, 2006.

9. *James, M. McClelland. Proven FASTMET Process: Right For India / M. James // Midrex Technologies Incorporated. Originally presented at the Conference on Direct Reduction and Smelting on October 5-th&6-th in Jamehedpur, India.*

10. *Recycling Of CST By-Products By Tecnored Ironmaking / José Henrique Noldin [et al.] // Technical contribution to the 2nd International Meeting on Ironmaking, Theme «Environment / wastes recycling», September 12 to 15, 2004 – Vitória - ES – Brazil.*

11. *José Henrique Noldin. Tecnored Process - High Potential in Using Different Kinds of Solid Fuels / José Henrique Noldin [et al.] // Received: July 19, 2004; Revised: April 25, 2005.*

12. *Marcheze, E. S. A biomassa no processo tecnored / E. S. Marcheze [et al.] // In International Congress on Biomass for Metal Production & Electricity. 1st, ISS Brazilian section. Belo Horizonte. – Brazil, 2001.*

13. *José Henrique Noldin. Tecnored Process Low Cost Pig Iron Production / José Henrique Noldin, Marcos de Albuquerque Contrucci, Lose Carlos D'Abreu // Scrap Substitutes And Alternative Ironmaking IV // 2004, 11, Baltimore.*

14. *Fruehan, R. J. Sustainable Steelmaking Using Biomass And Waste Oxides / R. J. Fruehan // Final Report. Carnegie Mellon University Pittsburgh PA September 30, 2004. Work performed under Cooperative Agreement No. DE-FC36-97ID13554. Prepared for U.S. Department of Energy.*

15. *Gobind Jagtiani. Evaluation of Sustainable Steelmaking Using Biomass and Waste Oxides / Gobind Jagtiani // Center for Ironmaking & Steelmaking Research, Pittsburgh, PA.*

УДК 669.187

**В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),  
А. В. ВЕДЕНЕЕВ (РУП «БМЗ»)**

## **КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ ГЕОМЕТРИЧЕСКОГО РАСПОЛОЖЕНИЯ ПРОВОЛОК В СТРУКТУРЕ МЕТАЛЛОКОРДА**

Производство металлокорда является промежуточным звеном в изготовлении резинотехнических изделий, в частности автомобильных шин. Основными критериями оценки качества изготавливаемого металлокорда являются его физико-механические характеристики, которые в полной мере должны обеспечивать требуемую ходимость шин при эксплуатации и снижение расходов в процессе изготовления шин, что в свою очередь предъявляет высокие требования

к методам испытаний корда. Условно все методы испытаний можно разделить на стандартные (минимально достаточные), применяемые на приемо-сдаточных испытаниях, и нестандартные, которые могут использоваться при разработке новых видов металлокорда или отработке технологии его изготовления. На сегодняшний день к стандартным требованиям относятся нормы по разрывному усилию, удлинению при разрыве, величине адгезии металлокорда с резиной, диаметру, весу металлокорда и шагам свивки, которые оговорены в различных нормативных документах [1, 2] или спецификациях.

При разработке новых конструкций металлокорда существующих приемочных испытаний явно недостаточно, чтобы спрогнозировать его поведение в шинах. Как правило, нестандартные испытания металлокорда для шин являются очень продолжительными и дорогостоящими и определяют узконаправленную характеристику из широкого набора требований для различных условий эксплуатации шин. К таким характеристикам для металлокорда можно отнести: модуль упругости, выносливость (как в обрешиненном, так и в необрешиненном состоянии); усилие анкеровки внутренних слоев, геометрическое расположение проволок; удлинение при частичной нагрузке, жесткость и эластичность.

До настоящего времени оценка положения проволок в структуре металлокорда определялась визуальным осмотром, в результате которого невозможно было определить в числовом выражении отклонение от идеальной формы расположения проволок и плотности свивки конструкции. Это особенно важно при изготовлении компактных конструкций металлокорда, который предназначен для использования в каркасном слое грузовых ЦМК шин.

В настоящей работе предложена методика определения компактности и асимметричности расположения проволок в компактных конструкциях металлокорда. Согласно методике фактическое расположение проволок, полученное с поперечного шлифа, сравнивается с идеальной геометрически построенной структурой. В качестве примера в табл. 1 приведены геометрические параметры расположения проволок в слоях металлокорда компактных конструкций исходя из геометрических построений.

Таблица 1. Выражения для определения радиуса свивки слоя проволок и наружного диаметра металлокорда в зависимости от конструкции

Конструкция	Структура	Диаметр свивки проволок наружного повива $D_{св}$	Радиус свивки проволок наружного повива $R$	$D_{св} + d_{оп}$
$3 \times d$	$3 \times d$	$2d / \sqrt{3}$	$d / \sqrt{3}$	$\frac{(2 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
$3 \times d_1 / 6 \times d_2$	$3 \times d_1$	$2d_1 / \sqrt{3}$	$d_1 / \sqrt{3}$	$\frac{(2 + \sqrt{3})d_1}{\sqrt{3}}$
	$3 \times d_1 / 3 \times d_2$ $3 \times d_1 / 3 \times d_2 / 3 \times d_2$	$\sqrt{d_2^2 + 2d_1d_2}$ $d_1 + d_2 + \frac{2d_1}{\sqrt{3}}$	$\frac{\sqrt{d_2^2 + 2d_1d_2}}{2}$ $\frac{1}{2}(d_1 - d_2) + \frac{d_1}{\sqrt{3}}$	$d_2 + \sqrt{d_2^2 + 2d_1d_2}$ $d_1 + 2d_2 + \frac{2d_1}{\sqrt{3}}$
$1 \times 12 \times d$	$3 \times d$	$2d / \sqrt{3}$	$d / \sqrt{3}$	$\frac{(2 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d$	$4d / \sqrt{3}$	$2d / \sqrt{3}$	$\frac{(4 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d / 6 \times d$	$2d \sqrt{\frac{7}{3}}$	$d \sqrt{\frac{7}{3}}$	$3d \sqrt{\frac{7}{3}}$
$d_1 + 18 + d_2$	$d_1 / 6 \times d_2$	$d_1 + d_2$	$\frac{d_1 + d_2}{2}$	$d_1 + 2d_2$
	$d_1 / 6 \times d_2 / 6 \times d_2$	$\frac{d_1^2 + 9d_2^2 - d_1d_2}{2}$	$\frac{d_1^2 + 9d_2^2 - d_1d_2}{4}$	$\frac{d_1^2 + 9d_2^2 - d_1d_2 + 2d_2}{2}$
	$d_1 / 6 \times d_2 / 6 \times d_2 / 6 \times d_2$	$d_1 + 3d_2$	$\frac{d_1 + 3d_2}{2}$	$d_1 + 4d_2$
$1 \times 27 \times d$	$3 \times d$	$2d / \sqrt{3}$	$d / \sqrt{3}$	$\frac{(2 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d$	$4d / \sqrt{3}$	$2d / \sqrt{3}$	$\frac{(4 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d / 6 \times d$	$2d \sqrt{\frac{7}{3}}$	$d \sqrt{\frac{7}{3}}$	$3d \sqrt{\frac{7}{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d / 6 \times d / 6 \times d$	$2d \sqrt{\frac{13}{3}}$	$d \sqrt{\frac{13}{3}}$	$3d \sqrt{\frac{13}{3}}$
	$3 \times d / 3 \times d / 6 \times d / 6 \times d / 3 \times d$	$8d / \sqrt{3}$	$4d / \sqrt{3}$	$\frac{(8 + \sqrt{3})d}{\sqrt{3}}$
$3 \times d / 3 \times d / 6 \times d / 6 \times d / 3 \times d / 6 \times d$	$2d \sqrt{\frac{19}{3}}$	$d \sqrt{\frac{19}{3}}$	$3d \sqrt{\frac{19}{3}}$	

Исследования начинают с изготовления поперечного шлифа металлокорда известными в настоящее время методами. Для последующего анализа поперечное расположение проволок фотографируют с увеличением не менее 50:1.

Все известные конструкции компактного металлокорда имеют симметричное расположение проволок в структуре поперечного сечения. Поэтому фактическое соответствие положения проволок в структуре (т. е. ее дефектность) в данной методике предложено оценивать через коэффициент асимметрии  $Ka_{стр.}$

Для этого по фотографии на полученном изображении с помощью линейки и карандаша проводятся касательные двух соседних проволок слоя до точек пересечения. В результате образуются треугольники попарных касательных (рис. 1) с катетами  $a, b, c$ , длина которых замеряется линейкой с точностью до 0,5 мм.

С целью исключения возможного влияния овальности проволок проводятся 4-кратные замеры диаметра каждой проволоки и определяются усредненный  $\bar{d}$ , минимальный  $d_{min}$  и максимальный  $d_{max}$  диаметры.

Согласно выражению (1) определяется коэффициент асимметрии слоя из-за овальности диаметров проволок

$$Ka_{д} = \frac{d_{max} - d_{min}}{\bar{d}}. \quad (1)$$

При замере катетов полученного треугольника попарных касательных определяются средняя  $\bar{l}$ , минимальная  $l_{min}$  и максимальная  $l_{max}$  длины катета и рассчитывается по формуле коэффициент общей асимметрии

$$Ka_{общ} = \frac{l_{max} - l_{min}}{\bar{l}}. \quad (2)$$

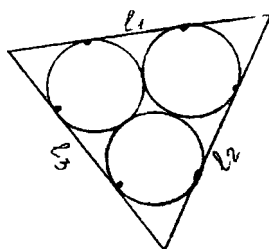


Рис. 1. Схема построения треугольника попарных касательных

Отсюда вычисляется

$$Ka_{стр} = Ka_{общ} - Ka_{д}. \quad (3)$$

При  $Ka_{стр} = 0$  структура считается недеформированной, с симметричным расположением проволок.

Для определения плотности укладки проволок в структуре вводится понятие коэффициента некомпактности  $K_3$ .

С этой целью с учетом диаметра проволок в слоях  $d$  вычисляется идеальный радиус свивки проволок слоя  $R_{ид}$  по формулам тригонометрических зависимостей, приведенных в табл. 1. Затем на фотграфиях строится треугольник радиальных касательных (рис. 2) с катетами  $a'$ ,  $b'$ ,  $c'$ .

Согласно методике определяется радиус вписанной в полученный треугольник окружности по формуле (4) [3]

$$R_{вп.окр} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{(a+b+c)(a+c-b)(b+c-a)}{a+b+c}}, \quad (4)$$

тогда коэффициент некомпактности расположения проволок слоя вычисляется по формуле

$$K_3 = \frac{2\pi(R_{вп.окр} - R_{ид})}{n\bar{d}}, \quad (5)$$

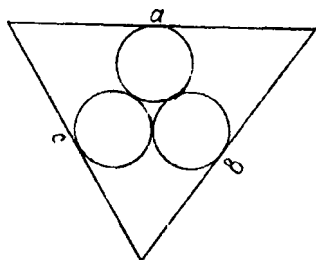


Рис. 2. Схема построения треугольника радиальных касательных

где  $n$  – число проволок в слое.

Для оценки компактности металлокорда необходимо проводить обсчет образца с наибольшим  $Ka_{стр}$ . Если  $K_3 = 0$ , то такой металлокорд является абсолютно компактным. На практике к компактному расположению проволок принимаются значения  $Ka_{стр}$  и  $K_3$ , близкими к нулю.

В качестве примера можно привести металлокорд  $3 \times 0,20/6 \times 0,35$  СС (рис. 3), изготовленный на машине RI-10 с предварительным кручением перед машиной.

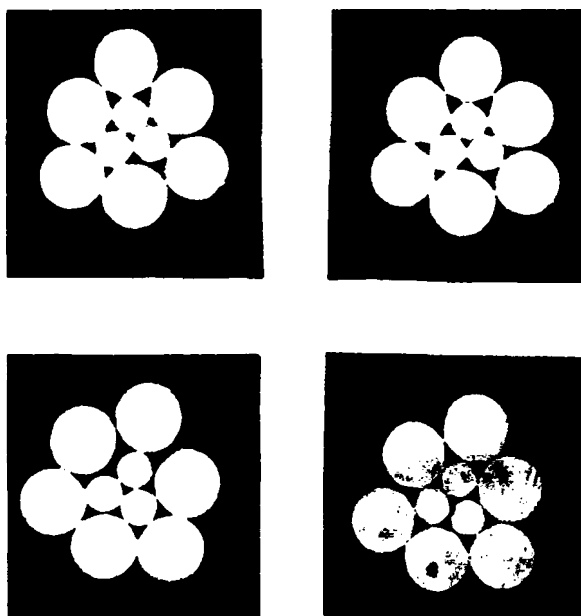


Рис. 3. Поперечная структура металлокорда  $3 \times 0,20/6 \times 0,35$  СС, изготовленного на машине Ri-10 с предварительным подкручиванием

При анализе фотографии поперечных шлифов определили коэффициенты асимметрии структуры и коэффициент некомпактности:

$3 \times 0,20$	$-Ka_{стр} = -2,3 \%$	$K_3 = 4,4 \%$
$3 \times 0,20/3 \times 0,35$	$-Ka_{стр} = 4,4 \%$	$K_3 = 37,6 \%$
$3 \times 0,20/3 \times 0,35/3 \times 0,35$	$-Ka_{стр} = 5,7 \%$	$K_3 = 3,7 \%$

Как видно из полученных результатов, второй слой из трех проволок диаметром 0,35 мм уложен недостаточно компактно.

У остальных слоев (центрального и наружного) компактность можно считать удовлетворительной.

В качестве еще одного примера на рис. 4 приведена конструкция металлокорда  $1 \times 12 \times 0,25$  НТСС, изготовленного на машине Ri-10 с предварительным подкручиванием.

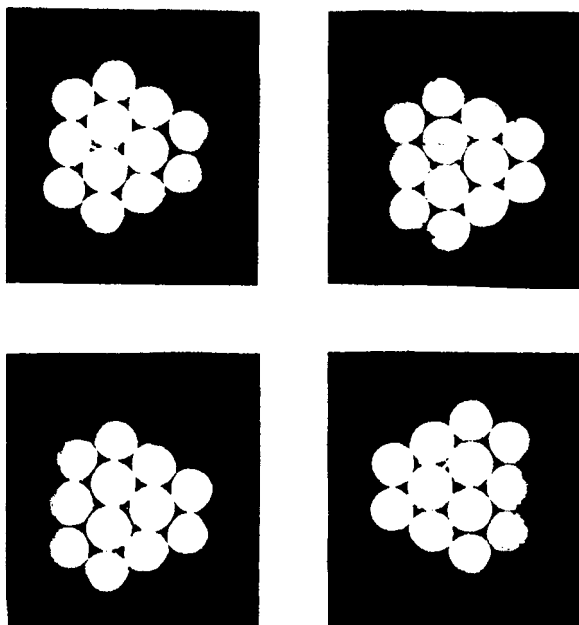


Рис. 4. Поперечная структура металлокорда  $1 \times 12 \times 0,25$  НТСС, изготовленного на машине Ri-10 с предварительным подкручиванием

Анализ фотографий (рис. 4) поперечных шлифов металлокорда свидетельствует о хорошей его компактности.

Коэффициенты асимметрии структуры и некомпактности расположения проволок выглядят следующим образом:

$3 \times 0,25$	– $K_{aстр} = 3,7 \%$ ; $K_3 = 5,6 \%$ ;
$3 \times 0,25 / 3 \times 0,25$	– $K_{aстр} = -2,0 \%$ ; $K_3 = -2,8 \%$ ;
$3 \times 0,25 / 3 \times 0,25 / 3 \times 0,25$	– $K_{aстр} = 6,5 \%$ ; $K_3 = 7,6 \%$ .



Полученные результаты с учетом погрешности измерения  $Ka_{стр}$  и  $K_3$  можно принять удовлетворительными.

Таким образом, предложенная методика количественной оценки качества геометрического положения проволок в конструкции позволяет использовать ее как незаменимый инструмент при разработке конструкций металлокорда, а также объективной оценке в лабораторных условиях качества свитой конструкции при обработке технологических параметров свивки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 14311–85 «Металлокорд для шин». Технические условия.
2. ТУ РБ 04778771.004–001 «Металлокорд для шин» / РУП «БМЗ». – Жлобин, 2001.
3. Корн, Г. Справочник по математике для научных работников и инженеров / Г. Корн, Т. Корн. – М.: Наука, 1973. – 521 с.

УДК 621.74.669.14

А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, В. А. ШЕЙНЕРТ (БНТУ),  
А. А. ФОКИН (РУП «БМЗ»)

### ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ КОМПЛЕКСНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ

Одним из способов внепечной обработки жидкой стали является модифицирование – процесс направленного изменения структуры литого сплава под воздействием малых количеств (~ до 0,1 %) специально вводимых добавок. Вопросам теории модифицированной стали посвящены многие работы [1–4].

Широкое распространение в практике сталеплавильного производства нашли такие поверхностно-активные элементы, как бор, магний, кальций, барий, иттрий, церий. Как правило, их вводят в жидкий расплав в виде ферросплавов и лигатур. Модифицированный эффект обеспечивается за счет адсорбции их на поверхности растущих кристаллов, что приводит к замедлению их роста и увеличению количества центров кристаллизации. К таким модификаторам предъявляются следующие требования:

- неограниченная растворимость в расплавах железа;
- малая растворимость в твердой фазе;
- высокая вязкостная активность;
- способность образовывать тугоплавкие соединения с элементами и примесями, входящими в состав стали, и повышать поверхностную энергию жидкой фазы.

Введение в жидкую сталь поверхностно-активных элементов позволяет одновременно с измельчением микроструктуры воздействовать на природу оксидов, сульфидов, нитридов и других более сложных соединений, входящих в состав неметаллических включений. В углеродистых и легированных литых сталях изменение состава, формы, размеров, количества и распределения неметаллических включений приводит к повышению пластичности, ударной вязкости и ряда других свойств отливок. При этом наилучшие результаты по благоприятному изменению структуры достигаются при сочетании всех видов модифицирования за счет одновременного измельчения зерна, уменьшения ветвей, самих дендритов и фазовых составляющих, модифицирования неметаллических включений [1].

Модификаторы вводят в расплав стали перед ее выпуском из плавильного агрегата, во время выпуска под струю металла или в ковш при заливке стали в форму.

Ввиду того, что модификаторы обладают высоким свойством к кислороду, их целесообразно вводить в хорошо раскисленную сталь. Часто процессы раскисления и модифицирования совмещают. Согласно расчетным данным, приведенным в работе [3], наиболее эффективными модификаторами для стали являются магний, кальций и церий.

В практике сталеплавильного производства наиболее распространенными материалами для модифицирования являются силико-кальций, лигатура ФС30РЗМ30, ферросилиций с магнием, барием. Однако многие модификаторы имеют ряд существенных недостатков. Так, лигатура ФС30РЗМ30 перед ее использованием подвергается операции дробления и просеивания, что неизбежно приводит к образованию значительного количества (до 30 %) пылевидной фракции. Все это в целом существенно снижает эффективность применения таких модификаторов. Применительно к стальному литью в БНТУ разработаны составы комплексных модификаторов на основе алюминия и содержащего дополнительно магний, кальций,

РЗМ, а также технология их получения. Схема экспериментальной установки по гранулированию комплексного модификатора представлена на рис. 1.

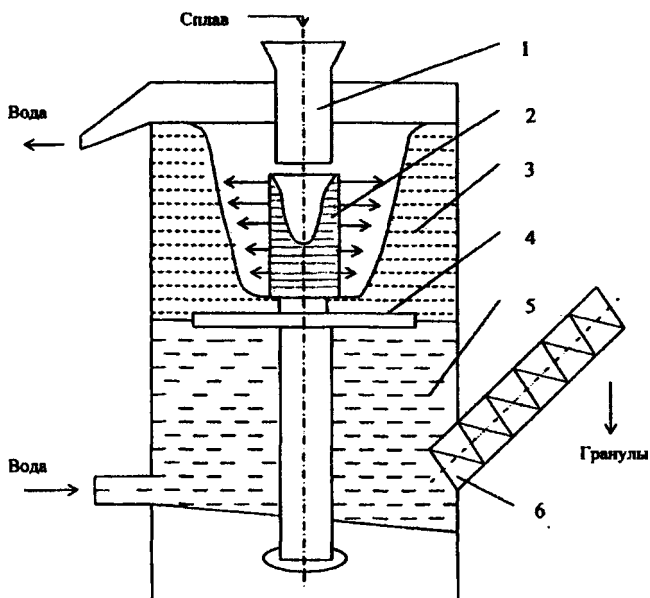


Рис. 1. Схема установки для получения комплексного модификатора: 1 - присная воронка; 2 - перфорированный стакан; 3 - водяная воронка; 4 - активатор; 5 - транспортер гранул; 6 - корпус

В его состав входят следующие основные узлы: лоток для подачи жидкого модификатора 1; стакан-гранулятор 2; бак 3; диск разгона воды 4; механизм выгрузки готовых гранул 5. Установка работает следующим образом. В бак подается вода, и при заполнении до уровня диска включается его вращение вместе со стаканом-гранулятором. За счет вращения диска производится разгон воды с последующим ее подъемом вдоль стенки бака до сливного лотка. После этого из плавильной печи в ковш выпускают порцию жидкого модификатора и через приемный лоток тонкой струей выливают

во вращающийся стакан-регулятор, имеющий большое количество отверстий диаметром 3–5 мм. За счет вращения стакана происходит эффективное дробление модификатора с последующим быстрым охлаждением вращающейся массой воды. Извлечение готовых гранул осуществляется шнековым питателем. В дальнейшем полученный модификатор подвергается сушке при температуре 130–150 °С.

По данной технологии были изготовлены три опытные партии гранулированного модификатора. Химический состав приведен в табл. 1. Из таблицы видно, что полученные модификаторы отличаются по содержанию в нем РЗМ, кальция и магния. Исследования, проведенные методом ситового анализа, показали, что основная доля гранул приходится на фракции 2–4 мм (рис. 2). Технология обеспечивает практически безотходное производство, что выгодно отличает ее от классической схемы: разлива в изложницы с последующим дроблением, при котором значительная часть материала идет в отходы.

Таблица 1. Химический состав комплексных модификаторов

Наименование модификатора	Содержание элементов					
	Si	Fe	Mg	РЗМ	Ca	Al
Состав 1 (РЗМ)	15,7	9,5	–	9	–	Остальное
Состав 2 (Ca)	19,3	3,2	–	–	12	Остальное
Состав 3 (Mg)	17	8,7	1,8	–	–	Остальное

На рис. 3 представлены фотографии гранулированного модификатора и дробленой лигатуры ФС30РЗМ30.

Эффективность комплексного модификатора исследовали при выплавке стали 40Л. Различные по величине добавки модификаторов вводились под струю жидкой стали в разливочный ковш. Контролировались следующие параметры: химический состав модифицированной стали и механические свойства, включая ударную вязкость, предел текучести, относительное удлинение.

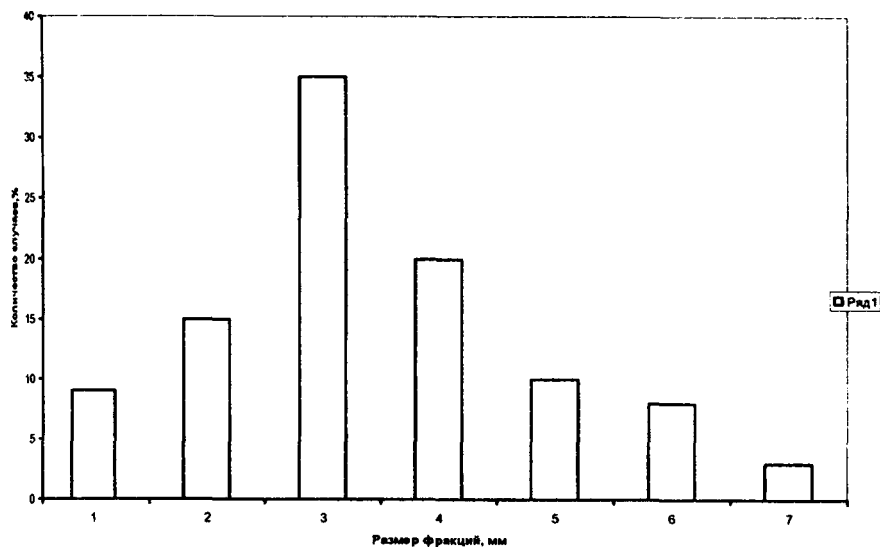


Рис. 2. Фракционный состав комплексного модификатора

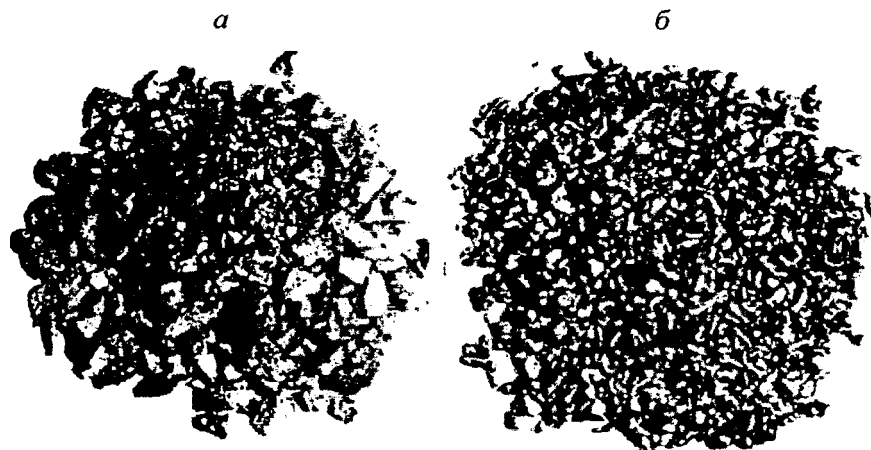


Рис. 3. Внешний вид дробленной лигатуры ФСЗОРЗМЗО (а) и гранулированного модификатора (б)

Из представленной на рис. 4 зависимости видно, что лучшим модифицирующим эффектом, повышающим ударную вязкость стали, обладает модификатор с РЗМ. Это обусловлено, по-видимому, тем, что РЗМ в составе модификатора обеспечивает исключение возможности образования сульфида марганца в виде плен. Сульфиды церия формируются в компактной форме, что способствует повышению ударной вязкости.

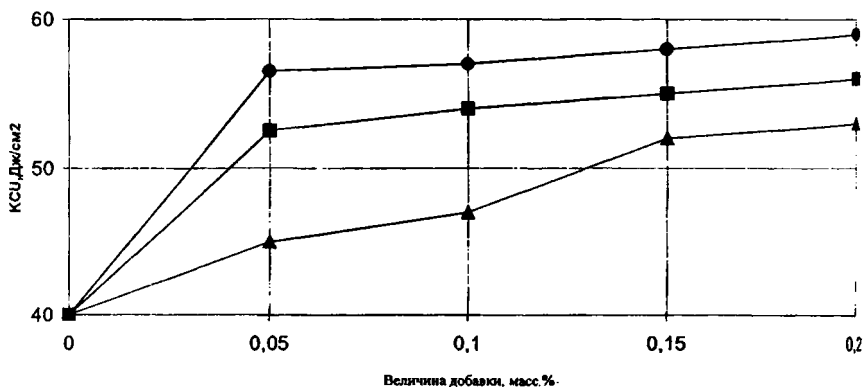


Рис. 4. Влияние величины добавки комплексного модификатора на ударную вязкость стали 40Л: ● – модификатор с РЗМ; ■ – модификатор с Са; ▲ – модификатор с Mg

На рис. 5, 6 показано влияние величины добавок комплексного модификатора на предел текучести и относительное удлинение стали 40Л.

Анализируя данные результаты, нельзя не отметить высокую эффективность модификатора РЗМ. Это, вероятно, объясняется тем, что РЗМ в составе модификатора блокирует образование пленочных сульфидов марганца, которые в свою очередь существенно снижают механические свойства стали. Следует отметить, что при дальнейшем повышении количества модификатора с РЗМ наблюдается эффект перемодифицирования, что приводит к снижению механических свойств стали.

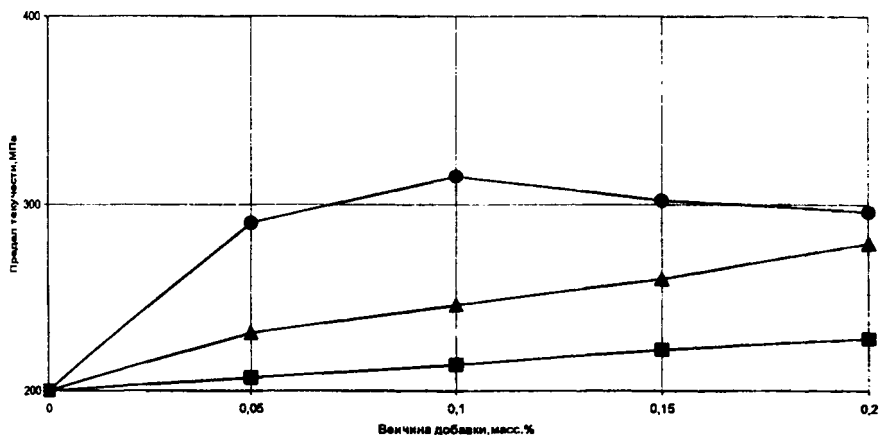


Рис. 5. Влияние величины добавки комплексного модификатора на предел текучести стали 40Л: ● – модификатор с PЗМ; ▲ – модификатор с Mg; ■ – модификатор с Ca

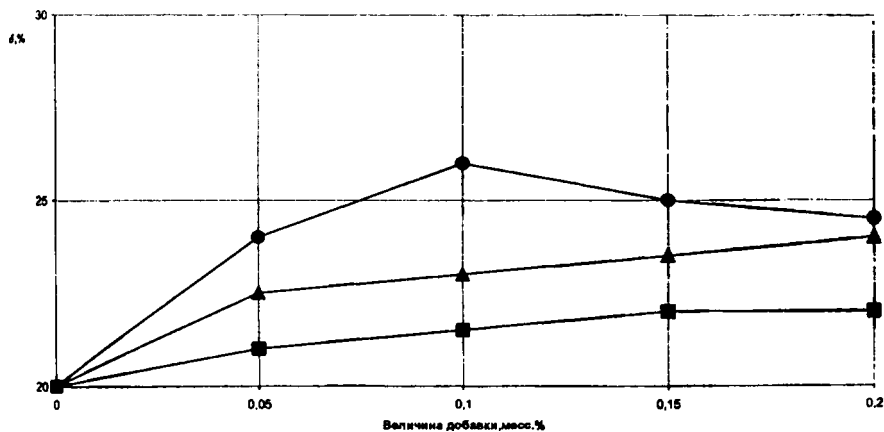


Рис. 6. Влияние величины добавки комплексного модификатора на относительное удлинение стали 40Л: ● – модификатор с PЗМ; ▲ – модификатор с Mg; ■ – модификатор с Ca

Таким образом, анализируя всю картину действия исследованных модификаторов, нельзя не отметить высокую эффективность влияния РЗМ на процесс зародышеобразования стали. Несмотря на дороговизну РЗМ, его использование очень выгодно, так как модифицирующее воздействие малых добавок РЗМ на морфологию неметаллических включений является процессом, легко реализуемым уже при минимальных содержаниях вводимых добавок. Кроме того, легкоплавкая основа комплексного модификатора на основе алюминия способствует его быстрому усвоению в процессе обработки жидкой стали.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Гольштейн, Я. Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольштейн, В. Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
2. Гуляев, А. П. Чистая сталь / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1975 – 184 с.
3. Лепинских, Б. М. Физико-химические закономерности и модифицирование железоуглеродистых расплавов / Б. М. Лепинских, И. И. Телицин. – М.: Наука, 1986. – 95 с.
4. Производство стальных отливок: учебник для вузов / Л. Я. Козлов [и др.]. – М.: МИСИС, 2003. – 352 с.

УДК 621.745.669.13

А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, В. Н. ЯГЛОВ, д-р хим. наук,  
В. А. СМЕТКИН, канд. пед. наук, С. В. ГРИГОРЬЕВ (БНТУ)

#### УТИЛИЗАЦИЯ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ ШЛАКОВ

Применение вторичного сырья при производстве медных сплавов является существенным резервом снижения себестоимости готовой продукции. Образующийся при выплавке различных марок бронзы шлак представляет собой конгломерат, содержащий металлические корольки и неметаллическую составляющую. Имеющиеся способы утилизации таких шлаков обладают рядом недостатков и, прежде всего, высокой энергоемкостью технологии [1].

В лабораторных условиях проведены эксперименты по механической обработке медьсодержащих шлаков на измельчительном



комплексе, который представляет собой сборную конструкцию, состоящую из мельницы, классификатора, циклона, вентилятора, воздуховода и бункеров (рис. 1).

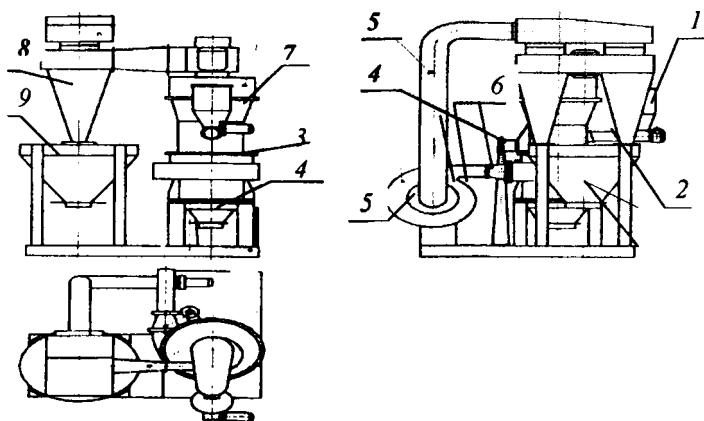


Рис. 1. Лабораторный измельчительный комплекс: 1 – приемный бункер; 2 – шнековый питатель; 3 – мельница; 4 – бункер для металлической фракции; 5 – вентилятор; 6 – шибер для регулировки давления воздуха; 7 – классификатор; 8 – осадительный циклон; 9 – бункер для дисперсной фракции

Исходный материал, предварительно пропущенный через сито с ячейкой 10 мм, поступает в приемный бункер 1. Далее шнековым питателем 2 подается в мельницу 3. Металлическая фракция после помола попадает в бункер 4, а мелкая фракция подхватывается воздушным потоком, создаваемым вентилятором 5 с регулируемым давлением посредством шибера 6 и попадает в классификатор 7. Здесь окончательно отделяется металлическая фракция, которая возвращается в бункер 4, а неметаллическая проходит через осадительный циклон 8 в бункер 9.

Измельчение шлака осуществляли по трем вариантам с использованием минимального (I) среднего (II) и максимального (III) дав-

ления воздушного потока. В результате такой механической обработки произошло разделение шлака на две части: металлическую тяжелую и мелкую (дисперсную) более легкую. В зависимости от давления воздушного потока содержание металлической фракции от массы загружаемого шлака изменялось от 40 до 84 % (рис. 2, табл. 1).

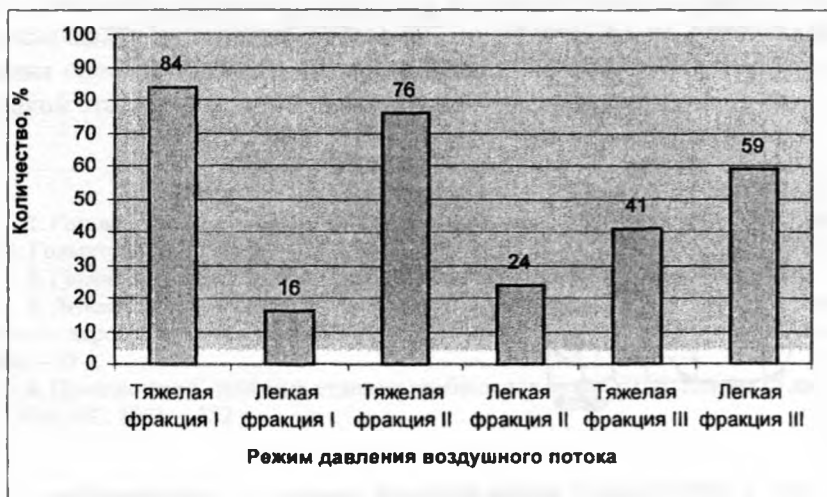


Рис. 2. Соотношение металлической и дисперсной частей медьсодержащего шлака после размола

Таблица 1. Результаты избирательного размола медьсодержащего шлака

Давление воздушного потока	Количество материала				
	Металлическая часть		Мелкая фракция		Всего загружено
	кг	%	кг	%	
I мин.	6,8	84	1,3	16	8,1
II ср.	8,5	76	2,7	24	11,2
III макс.	4,5	41	6,5	59	11,0

В качестве примера на рис. 3 представлены фотографии образцов исходного шлака и после избирательного помола по варианту II.

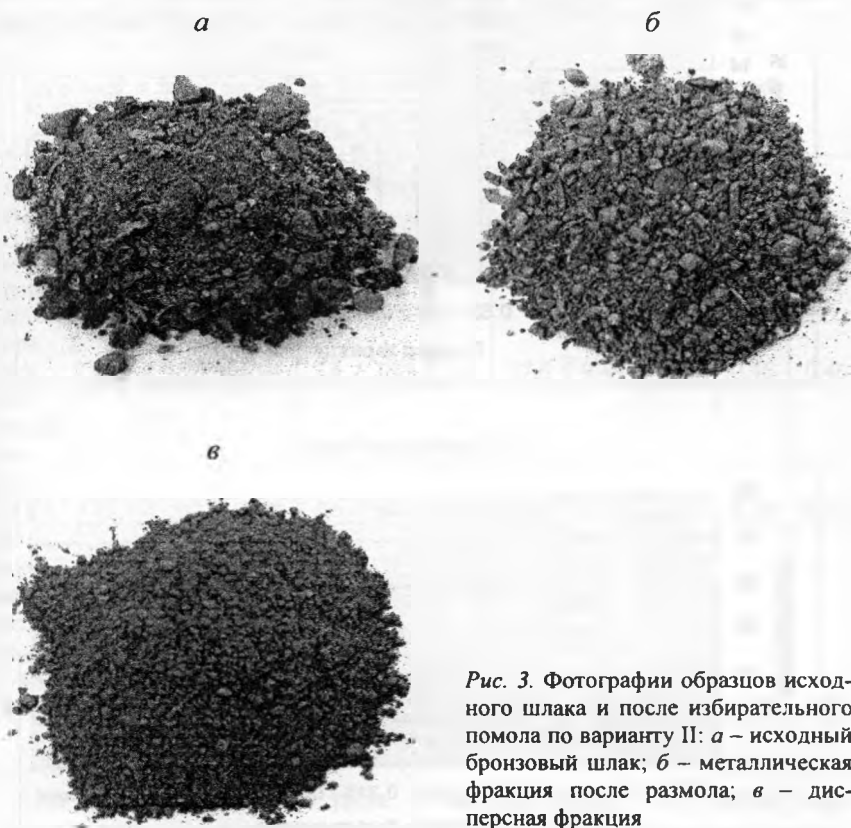


Рис. 3. Фотографии образцов исходного шлака и после избирательного помола по варианту II: а – исходный бронзовый шлак; б – металлическая фракция после размола; в – дисперсная фракция

Видно, что исходный шлак имеет различный дисперсный состав. Исследование методом ситового анализа фракционного состава шлака после избирательного помола показало, что металлическая часть состоит из частиц размером от 2,50 мм до 0,05 мм и менее (рис. 4, а). Максимальное количество приходится на фракции 0,6–0,2 мм. Дисперсная часть содержит в основном фракцию размером 0,10–0,05 мм (рис. 4, б).

а – металлическая часть



б – дисперсная часть

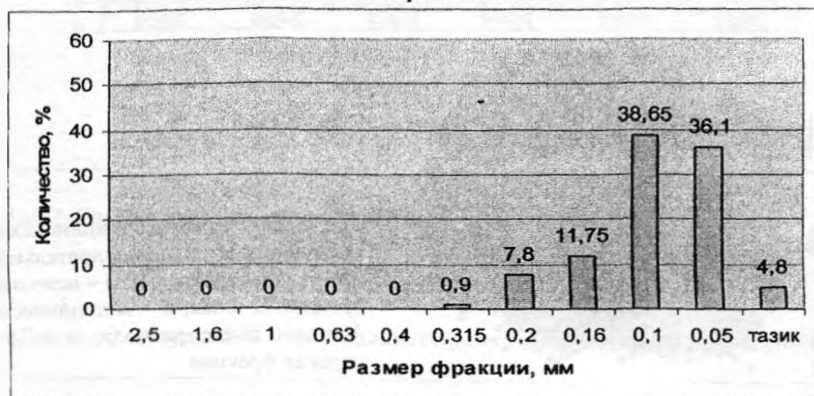


Рис. 4. Фракционный состав металлической и дисперсной частей медь-содержащего шлака (размол по варианту III)

Следует отметить, что в зависимости от варианта размола фракционный состав металлической части существенно не изменится. Что касается дисперсной составляющей шлака, то с увеличением давления воздушного потока при размолке материала доля мелкой фракции значительно возрастает.

Результаты химического анализа, проведенного в лаборатории механико-технологического факультета на установке Spectro scan MAX-GV, показали, что металлическая и дисперсная составляющие шлака отличаются по составу (табл. 2).

Таблица 2. Химический состав металлической и дисперсной частей медьсодержащего шлака

Наименование	Содержание элементов, %							Прочие элементы, %			
	Cu	Zn	Sn	Pb	Al	Fe	Si	Ca	Mn	S	P
Дисперсная часть (вариант I)	19,3	11,2	1,04	2,6	18,2	6,3	27,6	9,49	1,17	0,46	0,46
Дисперсная часть (вариант III)	23,6	9,2	1,05	1,6	14,9	4,5	34,1	7,44	0,69	0,48	0,47
Металлическая часть (после сплавления)	87,2	2,8	3,4	1,5	0,05	3,6	0,33	—	0,3	0,07	0,21

Из представленных в табл. 2 данных видно, что дисперсная часть шлака содержит 19–23 % меди, небольшое количество олова, свинца, значительное количество цинка, алюминия и кремния. Металлическая часть состоит на 87 % из меди с незначительным количеством олова, свинца, железа.

Методом рентгенофазового анализа на установке ДРОН-3 установлено, что в различных фракциях шлака медь содержится как в чистом виде, так и в соединении с кислородом.

Ранее проведенные исследования и термодинамические расчеты [2–4] показали реальную возможность восстановления ряда легирующих элементов, и особенно меди, из шлаковой фазы в процессе выплавки железоуглеродистых сплавов. Для подтверждения

этого в лабораторных условиях проводились опытные плавки чугуна с добавками в качестве легирующей присадки дисперсной части медьсодержащего шлака. Легирование осуществлялось по двум вариантам.

По первому варианту легирующая присадка вводилась в ковш под струю жидкого металла.

По второму варианту дисперсная медьсодержащая фракция вводилась в индукционную печь в составе твердой металлозавалки.

Полученные результаты представлены в табл. 3, 4.

Таблица 3. Результаты легирования чугуна

Наименование материала	Количество жидкого чугуна в ковше, кг	Количество вводимого материала, г	Содержание меди, %			Степень усвоения, %
			Cu	Si	Mn	
Дисперсная фракция (1)	25	150	0,09	0,8	0,37	85
Дисперсная фракция (2)	25	150	0,103	2,2	0,42	86
Дисперсная фракция (3)	25	150	0,125	2,11	0,58	87

Таблица 4

Наименование материала	Добавка в шихту, г	Количество шихты, кг	Содержание, %		Степень усвоения, %
			Si	Cu	
Исходный чугун		50	1,6	—	—
Дисперсная фракция (образец 1)	500	50	1,7	0,18	93
Дисперсная фракция (образец 2)	500	50	2,0	0,19	95
Дисперсная фракция (образец 3)	650	65	1,83	0,21	91

Таким образом, проведенные комплексные исследования фракционного, химического, рентгенофазового состава медьсодержаще-

го шлака, а также лабораторные испытания технологии легирования позволяют наметить пути его утилизации, которые включают:

- 1) предварительный размол материала и разделение на металлическую и дисперсную части;
- 2) использование металлической части шлака в качестве шихтовой составляющей при выплавке бронзы;
- 3) экономное легирование высокоуглеродистых сплавов железа медью с использованием дисперсной части по различным вариантам.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Задиранов, А. Н.* Исследование и оптимизация процессов утилизации металла из медьсодержащих шлаков, образующихся в плавильно-литейных цехах металлургических предприятий: автореф. ... канд. техн. наук / А. Н. Задиранов. – М., 1993.
2. *Слуцкий, А. Г.* Исследование особенностей легирования гильзового чугуна медьсодержащими отходами / А. Г. Слуцкий, Р. Э. Трубицкий, В. А. Сметкин // *Литье и металлургия.* – 2005. – С. 113–116.
3. *Казачков, Е. Л.* Расчеты по теории металлургических процессов / Е. Л. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.
4. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С. Н. Леках [и др.]. – М.: Наука и техника, 1996. – 173 с.

УДК 621.783

**Н. Л. МАНДЕЛЬ**, канд. техн. наук,  
**П. Э. РАТНИКОВ**, канд. техн. наук,  
**Р. Б. ВАЙС**, канд. техн. наук,  
**Н. Г. МАЛЬКЕВИЧ**, канд. техн. наук (БНТУ)

### **ВЫБОР ОСНОВНЫХ ПАРАМЕТРОВ СОВРЕМЕННЫХ ГОРЕЛОЧНЫХ УСТРОЙСТВ СТРУЙНОГО ТИПА, ТРЕБУЮЩИХ УЧЕТА ПРИ СОЗДАНИИ ИНЖЕНЕРНЫХ МЕТОДИК НАГРЕВА МЕТАЛЛА**

В последнее время ведущими фирмами в области строительства металлургических печей исследуются и находят практическое применение различные способы интенсификации тепловой работы печей путем повышения конвективной составляющей теплообмена (в частности, за счет организации струйного конвективного теплообмена). В связи с этим актуальны теоретические и эксперименталь-

ные исследования, посвященные разработке конструкций газогорелочных устройств струйного нагрева, конструированию печных агрегатов и созданию теплотехнологий струйного нагрева.

Скоростные горелки с металлическими воздухоохлаждаемыми камерами горения типа ГВ, СВП, ПИВС доказали свою надежную работоспособность на печных установках различного назначения [1].

Основными узлами скоростных горелок являются смесительное устройство для подготовки газозвушной смеси и камера сгорания для сжигания горючей смеси. Эти узлы – главные объекты при проведении конструкторских расчетов.

В разработанной ВНИИпромгазом скоростной горелке СВП [2] газовые струи вытекают из центрального сопла под углом к периферийному потоку воздуха, образование горючей газозвушной смеси происходит в тыльной части камеры сгорания. Горелка предназначена для работы на холодном и подогретом воздухе. Предусмотрена возможность установки газовых сопел разной конструкции.

Найдены исходные параметры для расчета распределения струй, при которых температура стенки камеры сгорания, изготовленной из стали марки Х23Н18, не превышает 950 °С (соответствует пределу длительной прочности) при температуре подаваемого в горелку воздуха 350 °С, а химическая неполнота сгорания на срез сопла составляет не более 10 %, что позволяет достичь полного сжигания газа на сравнительно небольшом расстоянии от горелки.

При этом основное влияние на процесс теплообмена оказывают следующие параметры [3]:

- отношение динамических напоров воздушного потока и газовых струй, которого рекомендуется придерживаться в пределах (верхние значения при работе на подогретом воздухе)

$$\frac{1}{q} = \frac{\rho_{\text{в}} v_{\text{в}}^2}{\rho_{\text{г}} v_{\text{г}}^2} = 0,015 - 0,025,$$

где  $\rho_{\text{в}}$ ,  $\rho_{\text{г}}$  – соответственно плотность воздуха и газа, кг/м<sup>3</sup>;  $v_{\text{в}}$ ,  $v_{\text{г}}$  – соответственно скорость потока воздуха и газовых струй, м/с;



- отношение суммы площадей наклонных и центральных газовых отверстий  $\frac{\sum F_6}{\sum F_{ц}}$ . При этом при работе на холодном воздухе это соотношение должно быть около 5, на подогретом – порядка 2,5;

- параметр заполнения объема  $K$  (характеризует интенсивность смешения по суммарной поверхности смешения)

$$K = \frac{(D_6^2 n + D_{ц}^2)}{4r'^2},$$

где  $D_6 = 0,75h$  – диаметр боковых наклонных струй, принявших направление сносящего потока, м;  $h$  – глубина проникновения газовых наклонных струй, м;  $n$  – число наклонных отверстий;  $r' = r + h + \frac{D_6}{2}$  – радиус максимальной глубины проникновения газовых наклонных струй, м;  $r$  – радиус, на котором расположены центры наклонных отверстий, м;

- диаметр центральной струи в месте разворота наклонных струй, м:

$$D_{ц} = 0,44 \left\{ d \left[ \frac{1}{q} \left( \frac{r'}{d} \right)^{2,55} + \left( \frac{r'}{d} \right) \left( 1 + \frac{2,5}{q} \right) \operatorname{ctg} \gamma \right] - l_{отв} \right\} + d_{ц},$$

где  $d, d_{ц}$  – соответственно диаметр наклонных и центральных отверстий, м;  $\gamma$  – угол атаки наклонных струй;  $l_{отв}$  – смещение центрального отверстия относительно наклонных, м;

- отношение длины камеры сгорания к диаметру  $L_K/D_K$ , оптимальным значением по практическим данным [3] считается величина 3–3,5 и отношение радиусов  $\frac{r'}{r_0}$  с оптимумом около 0,5, где  $r_0$  – радиус камеры сгорания.

Для горелки с данным газораспределением в выходном сечении камеры сгорания образуется струя с относительно равномерным

полем концентраций и температур. На выходе из горелки наблюдается короткий жесткий факел. Полное выгорание горючих компонентов при  $L_{\text{к}}/D_{\text{к}} = 3,5$  происходит на расстоянии 5–7 калибров от среза сопла в зависимости от температуры воздуха; при этом энергетические параметры струи сохраняются на уровне, обеспечивающем высокий коэффициент теплоотдачи нагреваемому материалу. Максимум температуры продуктов сгорания находится на срезе сопла. Уменьшение  $L_{\text{к}}/D_{\text{к}}$  до 2,5 приводит, с одной стороны, к увеличению температуры продуктов сгорания на расстоянии 3–4 калибров, но, с другой стороны, не достигается полное выгорание газа в указанных сечениях. Подогрев воздуха на 300 °С дает повышение температуры продуктов сгорания на 150–180 °С.

Фактическое теплонапряжение объема камеры сгорания на номинальном расходе (с учетом потерь) составило 70–80 МВт/(м<sup>3</sup>·ч), что является достаточно большим значением для камеры, работающей без предварительной подготовки газозвоздушной смеси. Получен расширенный диапазон регулирования по коэффициенту расхода воздуха ( $\alpha = 0,8–1,5$ ) при устойчивом горении, что необходимо при автоматическом регулировании.

Было установлено [4], что для равномерности нагрева заготовок (в печах циклонно-вихревого типа) целесообразно создавать равномерно распределенную подачу греющих газов по длине рабочей камеры печи, что делает предпочтительным ввод греющих газов через щелевые сопла вдоль образующих камеры. Однако стойкость щелевых сопел в скоростных горелках намного меньше, чем в цилиндрических, поэтому ввод газов должен производиться через достаточно большое число круглых отверстий. Установлено также, что соотношения таких геометрических размеров, как диаметр камеры  $D_{\text{к}}$ , диаметр выходного отверстия (перезжима)  $D_{\text{п}}$ , диаметр заготовки  $d$ , суммарная площадь ввода (сопел горелок)  $\sum f_{\text{вх}}$ , соотношение длины и высоты выходного сопла оказывают наибольшее влияние на тангенциальную (вращательную) скорость вихревого потока  $w_{\text{ф}}$  у поверхности заготовки.

Осевые скорости потока у поверхности заготовки в среднем на порядок меньше тангенциальных скоростей, поэтому в практических расчетах конвективной теплоотдачей от газов к заготовке за счет осевой составляющей скорости потока можно пренебречь.

Таким образом, на основании изучения конструктивных и технологических особенностей газогорелочных устройств струйного типа были выделены параметры, оказывающие основное влияние и требующие учета при разработке инженерных моделей теплообмена в печном пространстве печей струйного нагрева металла.

Основными задаваемыми параметрами для расчета печи являются: диаметр заготовки  $d$ ; угол атаки струи  $\varphi$ ; производительность печи  $G$ ; начальная и конечная температуры нагрева металла  $t'_m, t''_m$ ; удельная продолжительность нагрева  $Z$ ; расстояние от среза сопла до заготовки  $L_k$ ; динамический напор струи или скорость истечения газов; диаметр камеры  $D_k$ ; диаметр выходного отверстия (пережима)  $D_n$ ; суммарная площадь ввода (сопел горелок)  $\sum f_{вх}$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский, В. И. Возможности применения струйного нагрева металла перед прокаткой / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, П. Э. Ратников // *Литье и металлургия*. – 2007. – № 2. – С. 63–66.
2. Скоростные горелки: разработка и эксплуатация / А. Л. Бергауз [и др.] // *Газовая промышленность*. – 1980. – № 3. – С. 55–57.
3. Бергауз, А. Л. Скоростная воздухоохлаждаемая горелка / А. Л. Бергауз, И. Н. Власова // *Теория и практика сжигания газа*. – М., 1981. – С. 84–88.
4. Бергауз, А. Л. Газовые печи скоростного конвективного нагрева / А. Л. Бергауз, М. А. Ротенберг // *Использование газа в народном хозяйстве*. – М.: ВНИИГазпром, 1978. – 60 с.

## ЭНЕРГЕТИКА И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ

---

УДК 621.3.036

А. П. НЕСЕНЧУК, д-р техн. наук,  
М. Г. ПШОНИК, канд. техн. наук (БНТУ),  
Т. В. РЫЖОВА, канд. техн. наук (РУП «МАЗ»),  
Н. Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)

### ПРОМЫШЛЕННЫЙ УНИФИЦИРОВАННЫЙ РЕКУПЕРАТОР НА БАЗЕ МОДУЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ «СИЛАЛ» М-I 115×460×860-05 И «СИЛАЛ» М-II 230×460×860-1,0 (ТИПОРЯД М-I И М-II)

Технологический коэффициент полезного действия  $\eta_{\text{техн}}$  печей заготовительного и механосборочного производств машиностроительных и автотракторных предприятий Республики Беларусь сегодня (за редким исключением) составляет 5–15 %. Как показывает анализ, при регенеративном теплоиспользовании он должен быть равен 35–37 %. С учетом внешнего (утилизационного) теплоиспользования при комбинированной схеме величина КПД может доходить до

$$\eta_{\text{эн}} = (Q_1 + Q_{\text{доп}} / BQ_{\text{н}}^{\text{р}}) \approx 40 - 65 \%,$$

где  $Q_1 / BQ_{\text{н}}^{\text{р}}$  – технологический коэффициент полезного действия высокотемпературной установки (нагревательная или термическая печь);  $Q_{\text{доп}}$  – дополнительное количество теплоты, полученное от тепловых ВЭР в устройстве для внешнего теплоиспользования (утилизационная установка);  $\eta_{\text{эн}}$  – энергетический КПД высокотемпературной установки, работающей по комбинированной схеме те-

плоиспользования;  $Q_1$  – теплота, затраченная на нагрев садки перед горячим формообразованием или термообработкой.

Как видим, внедряя схему с регенеративным (внутренним) теплоиспользованием (подогрев воздуха-окислителя органического топлива), можно сократить удельные затраты топлива в заводских теплотехнологиях нагрева на 10–15 %, помня, что подогрев окислителя до 100 °С позволяет снизить затраты теплоты в среднем на 5 %, а при нагреве до 200–250 °С – на 15 %. При этом достоверно установлено, что основной вклад в мероприятия по снижению удельного расхода органического топлива в теплотехнологии при регенеративной схеме принадлежит подогреву воздуха-окислителя в металлических теплообменниках рекуперативного типа.

К сожалению, используемые на печах заготовительного и механооборочного производств заводов машиностроительного и автотракторного профилей рекуператоры имеют ряд недостатков технологического и конструкторского характера, что ограничивает их применение, создавая предпосылки для игнорирования регенеративного теплоиспользования. К таким недостаткам металлических рекуператоров следует отнести:

- ограниченное внедрение трубчатых металлических промышленных рекуператоров в высокотемпературных теплотехнологиях машиностроительных и автотракторных заводов, что связано, в первую очередь, с отсутствием возможности его изготовления в условиях конкретного промышленного предприятия. Дело в том, что трубки рекуператора должны быть изготовлены из жаропрочной стали и выдерживать рабочую температуру порядка 700–900 °С. Такую сталь в условиях завода можно изготовить в электропечах. Однако на этом возможности изготовления заканчиваются, так как получить трубчатые элементы рекуператора из этой стали не представляется возможным без наличия трубопрокатного стана. Жаропрочные трубы приходится покупать на стороне, что связано с многими трудностями;

- отказ от стального трубчатого рекуператора (а он исключительно конструктивен и технологичен), обладающего высокой газоплотностью воздушного тракта и пониженной металлоемкостью в сравнении с другими металлическими рекуператорами, к примеру чугунными, имеет лишь одно альтернативное решение – использование чугунного рекуператора, производимого из вторичного (ваграночного) металла.

Такой рекуператор имеет очень много недостатков – это низкая газоплотность воздушного тракта и большая металлоемкость, недостатки эксплуатационного плана (засоряемость поверхности теплообмена окалиной, нетехнологичность сборки).

В итоге к недостаткам, присущим исключительно лишь чугунным рекуператорам, можно отнести:

- низкую газоплотность, присущую всем жестким металлоконструкциям. При нагреве отдельных жестко связанных между собой элементов поверхности нагрева до 600 °С в результате неоднородности условий работы и жесткости конструкции в целом возникают чрезмерные напряжения, нарушается газоплотность воздушного тракта на многих (подавляющем большинстве) участках поверхности теплообмена. При этом до 30–40 % воздуха-окислителя направляется в дымовой тракт рекуператора, повышая энергоемкость нагрева;

- нетехнологичность сборки и плохие эксплуатационные характеристики, вызванные загрязнением поверхности теплообмена со стороны продуктов сгорания. Они приводят к нарушению первоначальной схемы теплообмена, что выражается в снижении коэффициента теплопередачи с 30–40 до 6–10 Вт/(м<sup>2</sup> · К). Механизм теплопередачи, лимитируемый теплоотдачей на горячей и холодной сторонах  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  ( $k = \alpha_1\alpha_2/(\alpha_1 + \alpha_2)$ ), теперь уже управляется термическим сопротивлением теплопроводности загрязняющего насоса окалины, полностью исключая определяющее влияние на теплообмен  $R_{\alpha_1}$  и  $R_{\alpha_2}$ .

Однако, несмотря на, казалось бы, неустранимые и очень серьезные недостатки чугунного рекуператора, сегодня он остается единственным вариантом внедрения на промышленном предприятии регенеративного теплоиспользования тепловых отходов (продукты сгорания органического топлива на выходе из рабочего пространства печи) промышленных нагревательных и термических печей. В основу мероприятий по внедрению чугунного рекуператора положено его единственное достоинство – возможность изготовления в условиях завода с использованием ваграночного (вторичного) модифицированного чугуна и отливкой в заводскую.

форму. Модифицированный жаростойкий и жаропрочный чугун получается за счет добавки в него до 7 % кремния (силал). При этом возможность изготовления промышленного рекуператора непосредственно в заводских условиях полностью решает вопрос в пользу выбора чугунной конструкции. Остается решить проблемы, связанные с общеизвестными недостатками такой конструкции.

Авторами разработан чугунный рекуператор (рис. 1), в котором ранее отмеченные недостатки устранены. По принципу составного металлического литейного кокиля, собранного из большого числа малых элементов взамен массивного литого, поверхность теплообмена авторы представили свободными (не заземленными) многочисленными элементами-модулями (всего предложено две разновидности модулей: «Силал» М-I 115×460×860-05 и «Силал» М-II 230×460×860-1,0). Из этих многочисленных модулей собирается поверхность теплообмена. Как и каждый модуль в отдельности, рекуператор в сборе (поверхность теплообмена) не заземлен и при нагреве может перемещаться по направляющим (склизам), не вызывая при этом напряжений ни в модулях, ни в сборной конструкции. Холодный и горячий коллекторы воздуха также могут перемещаться свободно в любом направлении (рис. 2). Свободное размещение модулей и коллекторов (а равно и всей конструкции) обеспечивает начальную (исходную) газоплотность в процессе эксплуатации промышленного рекуператора.

Для рекуператоров любой тепловой производительности (типоряд по температуре подогрева воздуха: 100; 150; 200; 250 (300) °С и производительности печи по садке: 0,5; 1,0; 1,5; 2,0 (4,0) и 6,0 т/ч) предлагается только два модуля: М-I («Силал» М-I 115×460×860-05) и М-II («Силал» М-II 230×460×860-1,0). Модули соответственно состоят из двух и четырех унифицированных чугунных элементов, которые должны изготавливаться в виде мелких серий на специализированном участке ориентированного для этих целей промышленного предприятия республики. Сборка модулей выполняется на «мягкой» газоплотной сборке типа МКРВ, исключаяющей нарушение газоплотности в пределах как модуля (М-I и М-II), так и конструкции в собранном виде.

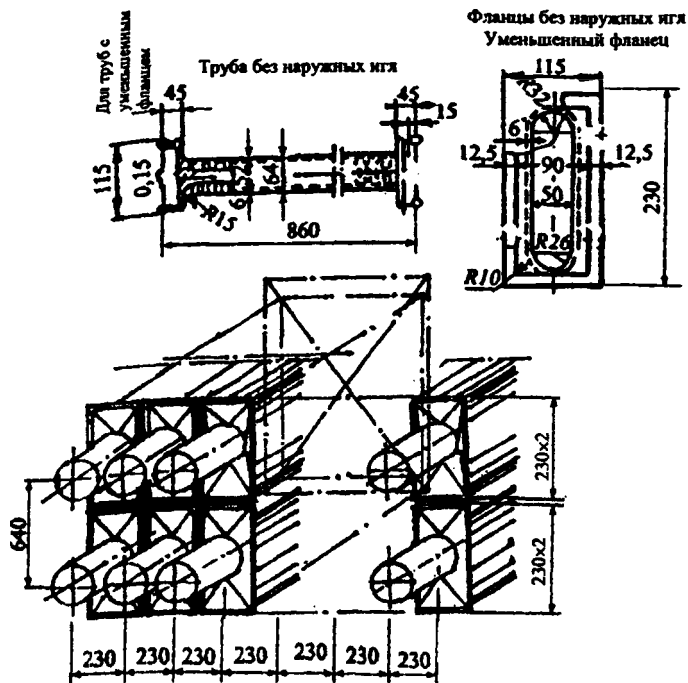


Рис. 1. Общий вид модульного унифицированного промышленного рекуператора (модуль II, «Силал» М-II 230×460×860-1,0)

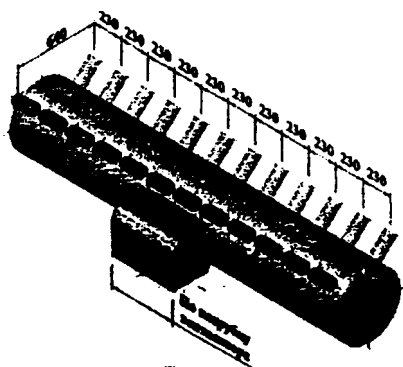


Рис. 2. Общий вид горячего (холодного) коллектора унифицированного промышленного рекуператора (модуль II, «Силал» М-II 230×460×860-1,0)



Сборка модулей М-I и М-II в единое целое достигается с помощью горячего и холодного коллекторов (рис. 2). Нужно заметить, что коллекторы холодного и нагретого воздуха конструктивно не отличаются и взаимозаменяемы (различие наблюдается только в пределах модулей М-I и М-II). Более того, конструкция коллекторов позволяет изменить компоновку поверхности нагрева в части числа ходов (одно- и многоходовой рекуператор). Компоновка рекуператора из модулей М-I и М-II также позволяет обеспечить скорость продуктов сгорания в рекуператоре на уровне 0,5–2,0 м/с, что в свою очередь устраняет немаловажный недостаток рекуператора, обусловленный высоким гидромеханическим сопротивлением дымового тракта (при числе рядов труб  $n > 4$ ).

Модули поверхности теплообмена «Силал» М-I 115×460×860-05 и «Силал» М-II 230×460×860-1,0 выполнены без оребрения со стороны большего значения коэффициента теплоотдачи (продукты сгорания топлива), что увеличивает проходное сечение газового тракта, снижает вероятность загрязнения поверхности окалиной и улучшает условия ее периодической чистки дробеструйным аппаратом или механическими щетками. Оребрение выполнено только на воздушной стороне элементов модулей М-I и М-II (трапециевидное либо треугольное продольное ребро).

Итак, конструкция унифицированного чугунного рекуператора собирается из свободно покоящихся модулей, которые не защемлены по отношению друг к другу, а также холодному и горячему коллекторам, свободно покоящимся на специальных каркасных опорах, что позволяет выполнять сочленения коллектора и модуля путем сварки или с помощью специальных соединительных элементов (рис. 3), обеспечивающих газоплотность при температурах до 400 °С включительно (нагретый же воздух имеет температуру на уровне 250–300 °С).

Как видно, гидродинамическое сопротивление соединительных элементов (рис. 3) по величине не превышает сопротивление трения поверхности с литейной шероховатостью.

Работа воздушного тракта (скорость воздуха-окислителя – 4–7 м/с) обеспечивается высоконапорным (как обычно) вентилятором ВР-12-26 или В-Ц6-28 (рис. 4).



Рис. 3. Соединительный патрубок унифицированного промышленного рекуператора (модуль I, «Силал» М-I 115×460×860-05 и модуль II, «Силал» М-II 230×460×860-1,0)

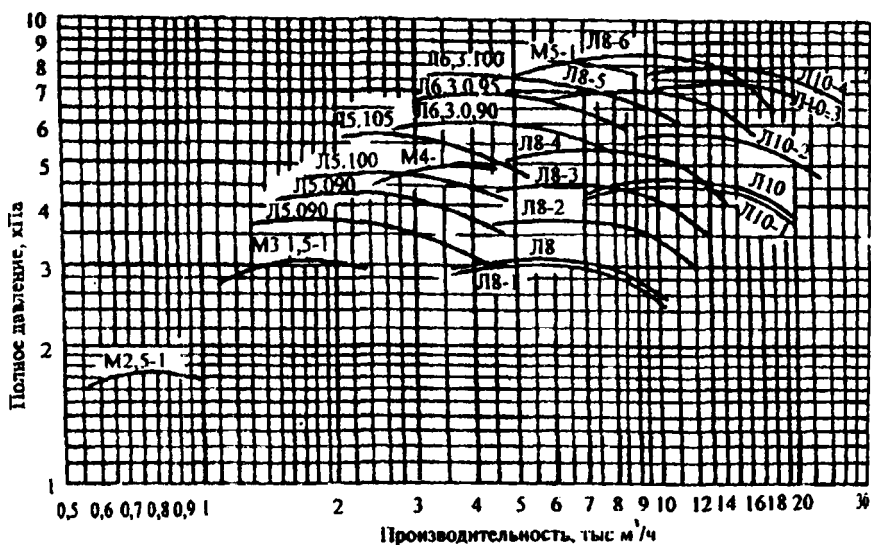


Рис. 4. Характеристика вентиляторов высокого давления (ВР-12-26 и В-Ц6-28) для модульного унифицированного промышленного рекуператора (модуль I, «Силал» М-I 115×460×860-05 и модуль II, «Силал» М-II 230×460×860-1,0)

Электропривод к вентиляторам ВР-12-26 (В-Ц6-28) приведен в табл. 1.

Таблица 1. К выбору электрического привода к вентиляторам ВР-12-26 и В-Ц6-28 [1, 2]

Обозначение	Вентилятор			Двигатель			Масса вентилятора (с двигателем), кг
	Номер	Диаметр колеса $D_{ном}$ , %	Частота вращения $n_{дв}$ , мин <sup>-1</sup>	Тип	Мощность, кВт	Частота вращения $n_{дв}$ , мин <sup>-1</sup>	
1	2	3	4	5	6	7	8
<b>Вентиляторы ВР-12-26 (исполнение 1)</b>							
M2,5-1a	2,5	—	2810	4A71A2	0,75	2810	55,7
M2,5-1б			2810	4A71B2	1,1	2810	55,7
M2,5-1в			2810	4A80A2	1,5	2810	58,3
M3,15-1a	3,15	—	2840	4A80B2	2,2	2840	74,3
M3,15-1б			2840	4A90L2	3	2840	83
M3,15-1в			2840	4A100S2	4	2840	90
M4-1a	4	—	2905	4A112M2	7,5	2905	156
M4-1б			2905	4A132M2	11	2905	195
M5-1a	5	—	2940	4A180S2	22	2940	340
M5-1б			2940	4A180M2	30	2940	360
M5-1в			2940	4A200M2	37	2940	430
<b>Вентиляторы В-Ц6-28 (исполнение 1)</b>							
Л5.090-1a	5	90	2850	АИР90L2	3	2850	103
Л5.090-1б			2850	АИР100S2	4	2850	109
Л5.090-1в			2850	АИР100L2	5,5	2850	115
Л5.090-1г			2895	АИР112M2	7,5	2895	131
Л5.095-1a		95	2850	АИР100S2	4	2850	109
Л5.095-1б			2850	АИР100L2	5,5	2850	115
Л5.095-1в			2895	АИР112M2	7,5	2895	131
Л5.100-1a		100	2850	АИР100L2	5,5	2850	11
Л5.100-1б			2895	АИР112M2	7,5	2895	131
Л5.100-1в			2910	АИР132M2	11	2910	157
Л5.105-1a		105	2895	АИР112M2	7,5	2895	131
Л5.105-1б			2910	АИР132M2	11	2910	157
Л6,3.090-1a	6,3	90	2910	АИР132M2	11	2910	226
Л6,3.090-1б			2910	АИР160S2	15	2910	272
Л6,3.090-1в			2910	АИР160M2	18,5	2910	287
Л6,3.090-1г			2925	АИР180S2	22	2925	305

1	2	3	4	5	6	7	8		
Л6,3.095-1а		95	2910	АИР132М2	11	2910	226		
Л6,3.095-1б			2910	АИР160S2	15	2910	272		
Л6,3.095-1в			2910	АИР160М2	18,5	2910	287		
Л6,3.095-1г			2925	АИР180S2	22	2925	305		
Л6,3.100-1а		100	2910	АИР160S2	15	2910	272		
Л6,3.100-1б			2910	АИР160М2	18,5	2910	287		
Л6,3.100-1в			2925	АИР180S2	22	2925	305		
Л6,3.100-1г			2925	АИР180М2	30	2925	325		
Л8-а	8	-	1460	4А132М4	11	1460	375		
Л8-б	10		1465	4А160S4	15	1465	417		
Л10-а			1470	4А180М4	30	1470	685		
Л10-б	1475		4А200М4	37	1475	760			
<b>Вентиляторы В-Ц6-28 (исполнение б)</b>									
Л8-1а	8		-	1430	4А132М4	11	1460	635	
Л8-1б				1430	4А160S4	15	1465	677	
Л8-2а				1600	4А160S4	15	1465	685	
Л8-2б		1600		4А160М4	18,5	1465	720		
Л8-3а		1750		4А160М4	18,5	1470	740		
Л8-3б		1750		4А180S4	22	1470	760		
Л8-4а	8	-	1900	4А180S4	22	1470	740		
Л8-4б			1900	4А180М4	30	1470	760		
Л8-5а			2200	4А200М4	37	1475	855		
Л8-5б			2200	4А200L4	45	1475	895		
Л8-6а			2400	4А200L4	45	1475	895		
Л8-6б			2400	4А225М4	55	1480	940		
Л10-1а			10	-	1440	4А180М4	30	1470	915
Л10-1б					1440	4А200М4	37	1475	990
Л10-2а	1600	4А200М4			37	1475	1000		
Л10-2б	1600	4А200L4			45	1475	1040		
Л10-2в	1600	4А225М4			55	1475	1085		
Л10-3а	1800	4А225М4			55	1475	1095		
Л10-3б	1800	4А250S4			75	1480	1230		
Л10-4а	1875	4А225М4			55	1475	1095		
Л10-4б	1875	4А250S4			75	1480	1230		

Следует отметить, что предлагаемый промышленный рекуператор собирается только из двух модулей поверхности теплообмена М-I и М-II, что делает его унифицированным для всех без исключения высокотемпературных установок (печей, сушил и т. п.) Республики Беларусь, создает предпосылки для организации изготовления централизованного промышленного рекуператора (модули «Силал»

М-I 115×460×860-05 и «Силал» М-II 230×460×860-1,0), имеющего типоряд по температуре: 100; 150; 200; 250 (300) °С и по производительности оборудования (промышленной печи): 0,5; 1,0; 1,5; 2,0 (4,0) и 6 т/ч.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Расчет нагревательных и термических печей / С. Б. Василькова [и др.]; под ред. В. М. Тымчака, В. Л. Гусовского. – М.: Металлургия, 1983.
2. Справочник конструктора печей прокатного производства: в 2 т. / А. И. Бергауз [и др.]; под ред. В. М. Тымчака. – М.: Металлургия, 1970.

УДК 669.041

А. П. НЕСЕНЧУК, д-р техн. наук,  
Р. Б. ВАЙС, канд. техн. наук,  
Д. В. МЕНДЕЛЕВ (БНТУ),  
Т. В. РЫЖОВА, канд. техн. наук (РУП «МАЗ»),  
А. В. МАТОЧКИН (ОАО «Завод "ЛЕГМАШ"»),

## К ВЫБОРУ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЕЧИ ПРИ РАСЧЕТЕ ЛУЧИСТОГО ТЕПЛООБМЕНА В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ КАМЕРЕ

Лучистый теплообмен осуществляется между первым излучателем (факел, газы, электронагреватель) и вторичным – керамической футеровкой и поверхностью нагреваемой садки. При этом существует представление о том, что нагреваемые материалы получают эту сумму теплоты «от печи», т. е. печь и есть первоисточник теплоты. Таким образом, возникло новое понятие о температуре печи  $T_{\text{печ}}$ . Ясно, что в этом случае обобщенный излучатель (печь) суммирует теплопередачу излучением как действительного первоисточника энергии (факела, газов, электронагревателя), так и вторичного излучателя – футеровки. Печи приписывают свойство абсолютно черного тела как замкнутого пространства. Следовательно, температурой печи нужно называть температуру такого абсолютно

черного излучателя, который, находясь внутри пространства печи, способен передать на нагреваемые поверхности тел тепловой поток как сумму от газов (факела) и кирпичной кладки. Эта усредненная температура нового излучателя ниже температуры первоисточника  $T_r$ ,  $T_\phi$  (газов, факела), но выше температуры кирпичной кладки печи. Усредненная температура излучателей энергии в печи и называется температурой печи. Поскольку степень черноты газов мала ( $\sim 0,1-0,3$ ), а степень черноты кладки велика ( $\sim 0,8-0,9$ ), то температура печи весьма близка к температуре кладки печи. Такая модель процесса теплообмена излучением в печи оказалась весьма удачной. Она облегчает и упрощает определение  $\epsilon_{\text{сис}}$  и контроль за работой печи.

Непрерывное измерение высокой температуры газов в печах встречает большие практические трудности и возможно лишь периодически при помощи отсасывающей термопары. Следовательно, все теоретические расчеты теплообмена, произведенные по температуре газов в печи, остаются без контроля при работе печи. В таких условиях трудно установить, соответствует ли действительный температурный режим печи расчетному. Между тем в практике широко применяются измерения высоких температур радиационными пирометрами, которые на основании действия суммарного теплового потока излучением показывают температуру абсолютно черного излучателя, способного давать такой же лучистый поток, как и сложный излучатель в печи. При наличии в печи первичного излучателя (газов) и вторичного серого излучателя (кирпичной кладки) радиационный пирометр воспринимает общий поток излучения и таким образом определяет температуру печи  $T_{\text{печ}}$ . Наиболее правильным определением температуры печи будет тогда, когда прибор, измеряющий излучение, расположим на уровне нагреваемой поверхности и направим (как и металл) вверх к своду и стенам печи. Как уже отмечалось, температура печи близка к температуре кирпичной кладки, и нередко в практике расчетов эти температуры могут подменять друг друга без существенной практической погрешности.

Рассмотрим расчет общего теплового потока на металл по температуре эквивалентного излучателя  $t_{\text{печ}}$  ( $T_{\text{печ}}$ ). В расчетах теплообмена мы исходили, что  $T_0 = T_r$  — температуры первичного излучателя — газов, находящихся в рабочем пространстве печи. Из сформулированного понятия о температуре печи как эквивалентного абсолютно

черного излучателя можно вычислить тепловой поток от печи на всю поверхность нагреваемых тел (металла)  $F_2$  со степенью черноты  $\varepsilon_2$ . Тепловой поток по-прежнему должен быть равен  $Q_M = Q_{0,1,2}$  — общему тепловому потоку от газов и кирпичной кладки печи. Для расчета теплообмена по температуре печи  $T_{\text{печ}}$  этому новому условному источнику теплоты нужно придать какие-то геометрические размеры, определяющие поверхность излучения, с которой связан результат теплообмена в замкнутом пространстве печи. При этом возникает несколько вариантов модели печи: 1) излучатель (печь) своей поверхностью как бы обволакивает нагреваемые тела (металл). Таким образом, излучатель (печь) имеет поверхность излучения  $F_{\text{печ}}$ , т. е.  $F_{\text{печ}} = F_2$ ; 2) излучатель (печь) по форме и размерам соответствует контуру кирпичной кладки, которая имеет поверхность  $F_1$ , т. е.  $F_{\text{печ}} = F_1$ . Каждая из этих моделей может быть положена в основу для установления связи температуры газов  $T_0$  с температурой печи  $T_{\text{печ}}$ .

Согласно сказанному выше выражение для теплового потока можно записать в общем виде:

$$Q_M = Q_{0,1,2} = Q_{\text{печ},2}.$$

В развернутом виде

$$Q_M = (E_0 - E_2) F_2 \varepsilon_{0,1,2} = (E_{\text{печ}} F_{\text{печ}} \Phi_{\text{печ},2} - E_2 F_2 \Phi_{2,\text{печ}}) \varepsilon_{\text{печ},2},$$

или, учитывая, что  $F_{\text{печ}} \Phi_{2,\text{печ}} = -F_2 \Phi_{\text{печ},2}$ , получаем

$$Q_M = (T_0^4 - T_2^4) F_2 \sigma_a \varepsilon_{0,1,2} = (T_{\text{печ}}^4 - T_2^4) F_{\text{печ}} \Phi_{2,\text{печ}} \sigma_a \varepsilon_{\text{печ},2}.$$

Отсюда находим связь между  $T_{\text{печ}}$  и  $T_0$  (газ):

$$T_{\text{печ}}^4 = T_2^4 + (T_0^4 - T_2^4) \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{\text{печ},2} \Phi_{2,\text{печ}}},$$

или

$$\frac{T_{\text{печ}}^4 - T_2^4}{T_0^4 - T_2^4} = \Phi_{\text{печ}} = \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{\text{печ},2} \varphi_{2,\text{печ}}}.$$

Определяя независимым путем степень черноты системы «печь – металл»  $\varepsilon_{\text{печ},2}$ , можно найти  $T_{\text{печ}} = f(T_0, T_2)$ , так как степень черноты системы «газ – кладка – металл»  $\varepsilon_{0,1,2}$  записана ранее [1].

Новая система «печь – металл» теперь состоит из двух поверхностей (тел)  $F_{\text{печ}}$  и  $F_2$ , между которыми происходит прямой теплообмен.

Вначале рассмотрим модель, по которой  $F_{\text{печ}} = F_2$  и  $F_{\text{печ}} \parallel F_2$ , т. е. теплообмен происходит между двумя равными параллельными поверхностями печи и металла. Степень черноты двух тел ( $\varepsilon_{1,2} = \varepsilon_{\text{печ},2}$  при  $\varepsilon_1 = \varepsilon_{\text{печ}} = 1$ ) будет равна

$$\varepsilon_{\text{печ},2} = \varepsilon_{1,2} = \varepsilon_2. \quad (1)$$

Степень черноты системы «печь – металл» равна степени черноты металла  $\varepsilon_2$ . Учитывая, что угловой коэффициент в этом случае  $\varphi_{2,\text{печ}} = 1$ , получаем [1]

$$\Phi_{\text{печ}} = \varepsilon_{0,1,2} / \varepsilon_{1,2}.$$

Для случая, когда  $\varphi_{2,2} \neq 0$  и  $\varphi_{1,1} \neq 0$ ,  $\varepsilon_{0,1,2}$  определяется из уравнения

$$\Phi_{\text{печ}} = \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_2} = \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} \varepsilon_2 (1 - \varepsilon_0)}. \quad (2)$$

Проверяя предел, когда  $\varepsilon_0 = 1$ , получаем  $\Phi_{\text{печ}} = 1$ , т. е.  $T_{\text{печ}} = T_0 = T_{\text{газ}}$ . Тогда



$$\Phi_{\text{печ}} = \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_2} = \frac{\varepsilon_0 [1 + \varphi_{1,2} (1 - \varepsilon_0)]}{\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} \varepsilon_2 (1 - \varepsilon_0) (1 - \varepsilon_2)}$$

В пределе, если  $\varepsilon_0 = 1$   $\Phi_{\text{печ}} = 1$ , т. е.  $T_{\text{печ}} = T_0 = T_r$ . Таким образом, по этой модели получается логически приемлемая связь между  $T_{\text{печ}}$  и  $T_r(T_0)$ .

Рассмотрим модель, когда  $F_{\text{печ}} = F_1$ , т. е. поверхность кирпичной кладки представляет собой по размерам и форме поверхность печи. По-прежнему согласно уравнению (1), учитывая, что  $\varepsilon_{\text{печ},2} = \varepsilon_{1,2}$ , а  $\varphi_{2,\text{печ}} = \varphi_{2,1}$ , запишем

$$T_{\text{печ}}^4 = T_2^4 + (T_0^4 - T_2^4) \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{\text{печ},2} \varphi_{2,\text{печ}}} = T_2^4 + (T_0^4 - T_2^4) \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{1,2} \varphi_{2,1}}$$

Если  $\varphi_{2,2} \neq 0$ , а  $\varphi_{1,1} \neq 0$ , то  $\varepsilon_{0,1,2}$  определяется

$$\varepsilon_{0,1,2} = \frac{\varepsilon_0 \varepsilon_2 [1 + \varphi_{1,2} (1 - \varepsilon_0)]}{\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} (1 - \varepsilon_0) [1 - (1 - \varepsilon_2) (1 - \varepsilon_2)]}, \quad \varphi_{2,1} = 1.$$

При  $\varepsilon_1 = \varepsilon_{\text{печ}} = 1$

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_1 \varepsilon_2}{\varepsilon_1 + \varphi_{1,2} \varepsilon_2 (1 - \varepsilon_1)} = \varepsilon_2.$$

После подстановки будем иметь

$$\Phi_{\text{печ}} = \frac{T_{\text{печ}}^4 - T_2^4}{T_0^4 - T_2^4} = \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{1,2} \varphi_{2,1}} = \frac{\varepsilon_0 [1 + \varphi_{1,2} (1 - \varepsilon_0)]}{\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} (1 - \varepsilon_0) [(1 - (1 - \varepsilon_0) (1 - \varepsilon_2))]}.$$

В пределе, если  $\varepsilon_0 = 1$   $\Phi_{\text{печ}} = 1$ , т. е.  $T_{\text{печ}} = T_0 = T_{\text{газ}}$ , ответ вполне логичный.

Если  $\varphi_{2,2} \neq 0$  и  $\varphi_{1,1} \neq 0$ , то при  $\varepsilon_1 = 1$  [1]

$$\varepsilon_{0,1,2} = \frac{\varepsilon_0 \varepsilon_2}{\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} \varepsilon_2 (1 - \varepsilon_0)}, \text{ а } \varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_2}{1 - \varphi_{2,2} (1 - \varepsilon_2)}.$$

В итоге будем иметь

$$\Phi_{\text{печ}} = \frac{\varepsilon_{0,1,2}}{\varepsilon_{1,2} \varphi_{2,1}} = \frac{\varepsilon_0 [1 - \varphi_{2,2} (1 - \varepsilon_2)]}{\varphi_{2,1} [\varepsilon_0 + \varphi_{1,2} \varepsilon_2 (1 - \varepsilon_0)]}.$$

В пределе, когда  $\varepsilon \rightarrow 1$ , записываем

$$\Phi_{\text{печ}} = \frac{1 - \varphi_{2,2} (1 - \varepsilon_2)}{\varphi_{2,1}}.$$

Следовательно, при  $\varepsilon \rightarrow 1$   $\Phi_{\text{печ}}$  может принимать значения больше единицы (т. е.  $T_{\text{печ}} > T_0$ ), что уже нелогично. Это объясняется тем, что при  $\varepsilon_0 = 1$  и  $\varphi_{2,2} \neq 0$  металл перестает излучать на себя и на кладку печи. То же самое происходит с излучением от кладки на металл, так как газ уже непроницаем. Нагрев металла осуществляется только от излучения газа, и степень черноты системы не зависит ни от  $\varphi_{2,2}$ , ни от  $\varphi_{1,2}$ , а только от степени черноты металла  $\varepsilon_2$ .

Для случая, когда нагрев происходит излучением между продуктами сгорания органического топлива и поверхностью нагреваемой садки (рассматриваемый случай исключает использование плоскопламенных горелок, к примеру, ГПП) в качестве примера выполнен расчет коэффициентов теплоотдачи излучением для температурных зон рабочего пространства методической нагревательной печи с шагающими балками стана 150 Белорусского металлургического завода (рис. 1).

Рассчитаем степень черноты излучающих газов ( $\varepsilon_r = \beta \varepsilon_{\text{H}_2\text{O}} + \varepsilon_{\text{CO}_2}$ ). С этой целью находим парциальные давления  $p_{\text{CO}_2}$  и  $p_{\text{H}_2\text{O}}$ . Имеем:

$$p_{\text{CO}_2} = \frac{V_{\text{CO}_2}}{\Sigma V_i} B; \quad p_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{V_{\text{H}_2\text{O}}}{\Sigma V_i} B,$$

где  $B$  – атмосферное давление:  $B = 10^5$  Па (1 ата).

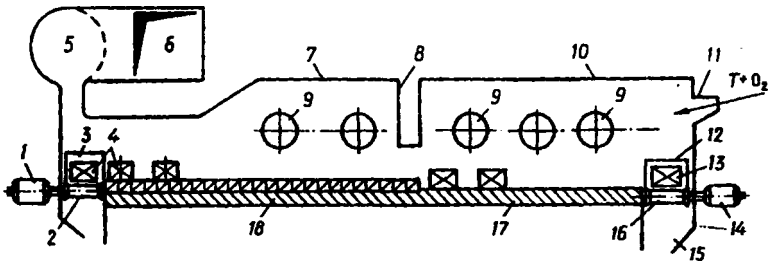


Рис. 1. Общий вид печи с шагающими балками стана 150 Белорусского металлургического завода: 1 – привод рольганга загрузки; 2 – ролик рольганга загрузки (боковая загрузка); 3 – окно загрузки; 4 – заготовка (блюм) 0,125×0,125×12,0 м; 5 – дымоход; 6 – боров на рекуперацию и утилизацию теплоты газов; 7 – плоский свод (ширина в свету 12,8 м); 8 – пережим (охлаждаемый) рабочего пространства; 9 – горелочное устройство; 10 – плоский свод (ширина в свету 12,8 м); 11 – торцевые горелочные устройства; 12 – боковое окно выгрузки заготовок; 13 – нагретая заготовка на выдате из печи; 14 – привод рольганга выдачи; 15 – выдача окалины; 16 – ролик (водоохлаждаемый) рольганга выдачи; 17 – шагающая балка (без устройства для кантовки заготовок); 18 – то же, что и 17, но с устройством для кантовки

Для природного газа  $Q_H^p = 33,44 \text{ МДж/м}^3$ :

$$\Sigma V_i = 10,5 \text{ м}^3/\text{м}^3; V_{\text{CO}_2} = 8,7 \%; V_{\text{H}_2\text{O}} = 17 \%$$

Выполняем перерасчет  $V_{\text{CO}_2}$  и  $V_{\text{H}_2\text{O}}$  на  $\text{м}^3/\text{м}^3$ :

$$V_{\text{CO}_2} = \frac{8,7 \cdot 10,5}{100} = 0,91 \text{ м}^3/\text{м}^3; V_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{17 \cdot 10,5}{100} = 1,79 \text{ м}^3/\text{м}^3.$$

Находим:

$$p_{\text{CO}_2} = \frac{0,91}{10,5} \cdot 10^5 = 0,087 \cdot 10^5 \text{ Па}; p_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{1,79}{10,5} \cdot 0,170 \cdot 10^5 = \text{Па}.$$

Рассчитываем значения  $(p\bar{S}_i)_{\text{CO}_2}$  и  $(p\bar{S}_i)_{\text{H}_2\text{O}}$ , где  $\bar{S}_i$  – эффективная длина луча для  $i$ -й зоны печи. Эффективная длина луча может быть записана в виде

$$\bar{S}_i = 0,9 \frac{4V_i}{F_i},$$

где  $V_i$  – излучающий объем  $i$ -й зоны печи,  $\text{м}^3$ ;  $F_i$  – площадь оболочки, ограничивающей этот объем,  $\text{м}^2$ .

Для конкретного случая для зон 1 (до пережима) и 2 (после пережима потока газов)

$$V_1 = 24 \text{ м}^3, F_1 = 28 \text{ м}^2; V_2 = 19,2 \text{ м}^3, F_2 = 22,4 \text{ м}^2.$$

Для зон 1 и 2 находим:

$$\bar{S}_i = 0,9 \frac{4 \cdot 24}{28} = 3,09 \text{ м}; \quad \bar{S}_i = 0,9 \frac{4 \cdot 19,2}{22,4} = 3,08 \text{ м}.$$

Записываем:

$$\begin{array}{l} \text{зона 1} \\ \left\{ \begin{array}{l} (p\bar{S})_{\text{CO}_2}^{(1)} = 0,087 \cdot 10^5 \cdot 3,09 = 0,269 \cdot 10^5 \text{ Па} \cdot \text{м} = 26,9 \text{ кН/м}; \\ (p\bar{S})_{\text{H}_2\text{O}}^{(1)} = 0,170 \cdot 10^5 \cdot 3,09 = 0,525 \cdot 10^5 \text{ Па} \cdot \text{м} = 52,5 \text{ кН/м}; \end{array} \right. \\ \\ \text{зона 2} \\ \left\{ \begin{array}{l} (p\bar{S})_{\text{CO}_2}^{(2)} = 0,087 \cdot 10^5 \cdot 3,08 = 0,268 \cdot 10^5 \text{ Па} \cdot \text{м} = 26,8 \text{ кН/м}; \\ (p\bar{S})_{\text{H}_2\text{O}}^{(2)} = 0,170 \cdot 10^5 \cdot 3,08 = 0,524 \cdot 10^5 \text{ Па} \cdot \text{м} = 52,4 \text{ кН/м}. \end{array} \right. \end{array}$$

Значения  $\epsilon_{\text{CO}_2}$  и  $\epsilon_{\text{H}_2\text{O}}$  находим с помощью номограмм

$\epsilon_{\text{CO}_2} = f[T_r(p\bar{S})_{\text{CO}_2}]$  и  $\epsilon_{\text{H}_2\text{O}} = f_1[T_r(p\bar{S})_{\text{H}_2\text{O}}]$  [1] при средней температуре газов в зоне:

для зоны 1

$$\epsilon_{\text{CO}_2}^{(1)} = 0,14; \quad \epsilon_{\text{H}_2\text{O}}^{(1)} = 0,26;$$

для зоны 2

$$\epsilon_{\text{CO}_2}^{(2)} = 0,115; \quad \epsilon_{\text{H}_2\text{O}}^{(2)} = 0,21.$$

Поправка на парциальное давление водяных паров  $\beta = 1,1$  (выбирается по  $p_{\text{H}_2\text{O}} = 0,170 \cdot 10^5$  Па и  $(p\bar{S})_{\text{H}_2\text{O}} = 52,4$  кН/м [1]).  
Для зон 1 и 2 имеем:

$$\begin{aligned}\epsilon_{\Gamma}^{(1)} &= \beta \epsilon_{\text{H}_2\text{O}}^{(1)} + \epsilon_{\text{CO}_2}^{(1)} = 1,05 \cdot 0,26 + 0,14 = 0,413; \\ \epsilon_{\Gamma}^{(2)} &= \beta \epsilon_{\text{H}_2\text{O}}^{(2)} + \epsilon_{\text{CO}_2}^{(2)} = 1,05 \cdot 0,21 + 0,115 = 0,396.\end{aligned}$$

В итоге:

$$\epsilon_{\Gamma}^{(1)} = 0,413 \quad \text{и} \quad \epsilon_{\Gamma}^{(2)} = 0,336.$$

Определяем характеристики садки и футеровки. Для стали 70К принимаем значения степени черноты (высокоуглеродистая сталь)

$$\epsilon_{\text{M}}^{(1)} = 0,6 \quad \text{и} \quad \epsilon_{\text{M}}^{(2)} = 0,85.$$

Для зон 1 и 2 находим степень развития кладки  $\omega$ :

$$\omega_i = F_{\text{кл}i} / F_{\text{M}i},$$

где  $F_{\text{кл}}^{(1)} = 21,2$  м<sup>2</sup>;  $F_{\text{кл}}^{(2)} = 22$  м<sup>2</sup>;  $F_{\text{M}}^{(1)} = 18$  м<sup>2</sup>;  $F_{\text{M}}^{(2)} = 18$  м<sup>2</sup>.

Находим:

$$\omega_1 = \frac{21,2}{18} = 1,18; \quad \omega_2 = \frac{22}{18} = 1,22.$$

Находим коэффициенты излучения. По формуле [2]

$$C_{\text{пр}i} = \epsilon_{\text{M}i} \epsilon_{\Gamma i} \frac{\frac{1}{\omega_i} (1 - \epsilon_{\Gamma i}) + 1}{\frac{1}{\omega_i} (1 - \epsilon_{\Gamma i}) [\epsilon_{\text{M}i} + \epsilon_{\Gamma i} (1 - \epsilon_{\text{M}i})] + \epsilon_{\text{M}i}} \cdot 5,67 \quad (\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{K}^4))$$

определяем величину приведенного коэффициента излучения в системе серых тел (кладка – металл – газ):

$$C_{\text{пр}i}^{(1)} = 5,67 \cdot 0,6 \cdot 0,413 \frac{\frac{1}{1,18}(1-0,413)+1}{\frac{1}{1,18}(1-0,413)[0,6+0,413(1-0,6)]+0,413} =$$

$$= 2,69 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4);$$

$$C_{\text{пр}i}^{(2)} = 5,67 \cdot 0,85 \cdot 0,336 \frac{\frac{1}{1,22}(1-0,336)+1}{\frac{1}{1,22}(1-0,336)[0,85+0,336(1-0,85)]+0,336} =$$

$$= 3,07 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

С учетом расклада заготовок расчетный коэффициент теплообмена излучением

$$C_{\text{пр}i}^{\text{расч}} = \frac{2C_{\text{прпов}i} + C_{\text{пр}i}}{3},$$

где  $C_{\text{прпов}i}$  – приведенный коэффициент излучения для боковой поверхности заготовки.

Имеем

$$C_{\text{прпов}i} = 5,67 \varepsilon_{\Gamma_i} \varepsilon_{M_i} \frac{1 + \beta_{1i} - \varphi_{M,M}(1 - \varepsilon_{\Gamma_i})}{\beta_{1i} [\varepsilon_{M_i} - \varepsilon_{\Gamma_i}(1 - \varepsilon_{M_i})] + \varepsilon_{\Gamma_i} [1 + \varphi_{M,M}(1 - \varepsilon_{\Gamma_i})(1 - \varepsilon_{M_i})]} \text{ (Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)).$$

Записываем

$$\beta_{1i} = \frac{1}{\omega_{M_{\text{пов}i}}} (1 - \varepsilon_{\Gamma_i})(1 - \varphi_{M,M}),$$

где

$$\omega_{M_{пов_i}} = \frac{(\omega_i + 1)(1 + \Psi) + 1}{2} \left( \Psi = \frac{h - x_{2_i}}{x_{2_i}}; \Psi = \frac{2x_{2_i} - x_{2_i}}{x_{2_i}} = 1 \right);$$

$$\varphi_{M, M} = \sqrt{1 + \Psi^2} - \Psi; \quad \varphi_{M, M} = \sqrt{1 + 1^2} - 1 = 1,41 - 1 = 0,41.$$

Для зон печи рассчитываем величину  $\beta_1$ .

Для зоны I

$$\beta_1^{(1)} = \frac{1}{\omega_{M_{пов_i}}^{(1)}} (1 - \varepsilon_r^{(1)})(1 - \varphi_{M, M}),$$

где  $\varepsilon_r^{(1)} = 0,34$ ;  $\varphi_{M, M} = 0,41$ . Находим

$$\omega_{M_{пов_i}}^{(1)} = \frac{(\omega^{(1)} + 1)(1 + \Psi) + 1}{2} = \frac{(1,18 + 1)(1 + 1) + 1}{2}; \quad \omega_{M_{пов_i}}^{(1)} = 2,68;$$

$$\omega_{M_{пов_i}}^{(2)} = \frac{(\omega^{(2)} + 1)(1 + \Psi) + 1}{2} = \frac{(1,22 + 1)(1 + 1) + 1}{2}; \quad \omega_{M_{пов_i}}^{(2)} = 2,72.$$

Тогда

$$\beta_1^{(1)} = \frac{1}{2,68} (1 - 0,413)(1 - 0,41) = 0,129.$$

Рассчитываем для зоны 2

$$\beta_1^{(2)} = \frac{1}{2,72} (1 - 0,336)(1 - 0,41) = 0,144.$$

Выполняем подстановку

$$C_{\text{прпов}}^{(1)} = 5,67 \cdot 0,413 \cdot 0,6 \frac{1 + 0,129 - 0,41(1 - 0,413)}{0,129[0,6 - 0,413(1 - 0,6)] + 0,413[1 + 0,41(1 - 0,413)(1 - 0,6)]} =$$

$$= 2,49 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

Находим

$$C_{\text{пр}}^{\text{расч}(1)} = \frac{2 \cdot 2,49 + 2,69}{3} = 2,56 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

Для зоны 2 определяем  $C_{\text{прпов}}^{(2)}$

$$C_{\text{прпов}}^{(2)} = 5,67 \cdot 0,336 \cdot 0,85 \frac{1 + 0,167 - 0,41(1 - 0,233)}{0,144[0,85 - 0,336(1 - 0,85)] + 0,336[1 + 0,41(1 - 0,336)(1 - 0,85)]} =$$

$$= 2,96 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

Находим

$$C_{\text{пр}}^{\text{расч}(2)} = \frac{2 \cdot 2,96 + 3,07}{3} = 3,0 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

К дальнейшему расчету теплообмена принимаем:

$$C_{\text{пр}}^{\text{расч}(1)} = 2,56 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4); \quad C_{\text{пр}}^{\text{расч}(2)} = 3,0 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$$

Для каждой из зон печи рассчитываем лучистую составляющую теплообмена в системе серых тел.

Расчетная формула имеет вид

$$\alpha_{\text{изл}}^{(1)} = \frac{C_{\text{пр}}^{\text{расч}(1)} \left[ \left( \frac{\bar{T}_{\Gamma}^{(1)}}{100} \right)^4 - \left( \frac{\bar{T}_{\text{М}}^{\text{пов}(1)}}{100} \right)^4 \right]}{\bar{T}_{\Gamma}^{(1)} - \bar{T}_{\text{М}}^{\text{пр}(1)}} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4),$$



где  $\bar{T}_r^{(1)}$  – абсолютная средняя температура газов в зоне 1 печи, К;  
 $\bar{T}_M^{пов(1)}$  – то же, но по отношению к поверхности металла, К.

Для выбора температур  $\bar{T}_r^{(1)}$  и  $\bar{T}_M^{пов(1)}$  используется температурный график нагрева металла в зоне 1 печи (рис. 2). В соответствии с рис. 2 рабочее пространство печи стана 150 целесообразно разделить на три зоны: методическая (между сечениями 0 – 0 и 1 – 1); сварочная (между сечениями 1 – 1 и 2 – 2); выдержки (томильная) (между сечениями 2 – 2 и 3 – 3).

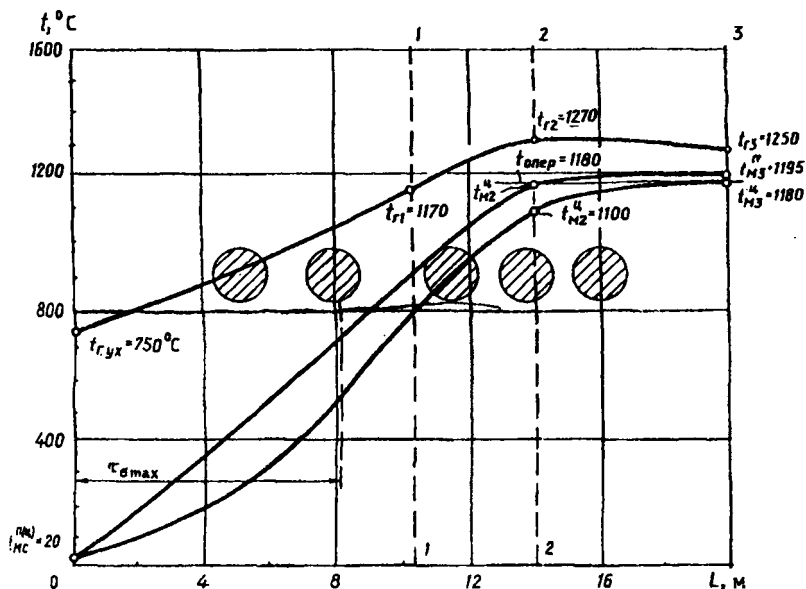


Рис. 2. Температурный график нагрева в печи с шагающими балками стана 150 БМЗ (рассматривать совместно с рис. 1)

Расчетные значения коэффициента излучения (приведенные величины) распределяются по зонам:

зона 1

$$C_{пр1}^{расч} = 2,56 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4);$$

зона 2

$$C_{\text{пр2}}^{\text{расч}} = 3,0 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4);$$

зона 3

$$C_{\text{пр3}}^{\text{расч}} - C_{\text{пр2}}^{\text{расч}} = 3,0 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4).$$

Производим выбор температур (рис. 2) для зоны 1 печи с шагающими балками стана 150. Имеем:

$$\bar{T}_{\Gamma}^{(1)} = \frac{1170 + 750}{2} = 960 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad \bar{T}_{\text{М}}^{\text{пов}(1)} = \frac{20 + 920}{2} = 470 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Для зоны 1

$$\alpha_{\text{изл1}} = \frac{2,56 \left[ \left( \frac{960 + 273}{100} \right)^4 - \left( \frac{470 + 273}{100} \right)^4 \right]}{960 - 470} = 104,83 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}).$$

Для зоны 2

$$\bar{T}_{\Gamma}^{(2)} = \frac{1170 + 1270}{2} = 1220 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad \bar{T}_{\text{М}}^{\text{пов}(2)} = \frac{920 + 1180}{2} = 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Имеем

$$\alpha_{\text{изл2}} = \frac{3,0 \left[ \left( \frac{1220 + 273}{100} \right)^4 - \left( \frac{1050 + 273}{100} \right)^4 \right]}{1220 - 1050} = 336,2 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}).$$

Для зоны 3

$$\bar{T}_{\Gamma}^{(3)} = \frac{1270 + 1250}{2} = 1260 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad \bar{T}_{\text{М}}^{\text{пов}(3)} = \frac{1180 + 1195}{2} = 1187,5 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Находим

$$\alpha_{\text{изл}} = \frac{3,0 \left[ \left( \frac{1260 + 273}{100} \right)^4 - \left( \frac{1187,5 + 273}{100} \right)^4 \right]}{1260 - 1187,5} = 402,6 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}).$$

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Металлургические печи. Теория и расчеты: учебник: в 2 т. Т. 1 / В. И. Губинский [и др.]; под общ. ред. В. И. Тимошпольского, В. И. Губинского. – Минск: Беларус. наука, 2007. – 596 с.**
2. **Тепло- и массообмен: учеб. пособие: в 2 ч. Ч. 1 / Б. М. Хрусталеv [и др.]; под общ. ред. А. П. Несенчука. – Минск: БНТУ, 2007. – 606 с.**

УДК 621.745

**Л. Е. РОВИН**, канд. техн. наук (ГГТУ имени П. О. Сухого),  
**Д. М. КУКУЙ**, д-р техн. наук (БНТУ),  
**С. Л. РОВИН**, канд. техн. наук (УП «Технолит»)

## ЭКОНОМИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ И МАТЕРИАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ В ЛИТЕЙНОМ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Повышение эффективности работы оборудования, снижение материало- и энергоемкости продукции, сокращение и вторичное использование отходов – важнейшие задачи любого производства.

Металлургия и литейное производство являются одними из самых энерго- и материалоемких отраслей промышленности. Наиболее энергоемкий процесс – плавка. Сокращение удельных энергозатрат на плавку металлов становится все более актуальной задачей в связи с постоянным ростом цен на энергоносители.

Сегодня самым дорогостоящим энергоносителем являет электроэнергия. Благодаря непрерывному совершенствованию электроплавильных агрегатов (индукционных и дуговых печей) доля жид-

кого металла, получаемого в электропечах, растет. Однако суммарный термический КПД (ТКПД) электроплавки и сегодня не превышает 55–65 %. При энтальпии жидкого чугуна и стали примерно 1300 и 1500 МДж/т соответственно затраты электроэнергии при плавке составляют от 2,0 до 2,7 тыс. МДж/т, или 550–750 кВт·ч/т. При стоимости электроэнергии в Беларуси и России на уровне 0,12 доллара США за 1 кВт·ч энергозатраты на 1 т расплава составляют 55–85 долларов США. «Теряемая» тепловая энергия в действительности не просто рассеивается в атмосфере, а расходуется на «производство» загрязнений окружающей среды: образование пыли, вредных веществ, высокотемпературных газов и т. д. Для осуществления природоохранных мероприятий приходится затрачивать эквивалентное или большее количество энергии (в соответствии с первым законом термодинамики). Отсюда следует, что экономическая эффективность внедрения способов, сокращающих энергопотребление при плавке, с учетом экологических факторов еще более возрастает.

В настоящее время для электропечей разработан и апробирован ряд технологических процессов, которые позволяют существенно интенсифицировать их работу, сократить удельный расход электроэнергии и одновременно обеспечить высокое качество жидкого металла.

Среди них, например для электродуговых печей, – интенсивное применение кислорода как для продувки жидкой ванны, так и в топливно-кислородных горелках, устанавливаемых в стенах и своде печей, продувка инертными газами, вдувание углеродсодержащих материалов и вспенивание шлака, работа на длинных дугах, использование в завалке до 25–30 % жидкого чугуна, работа «с болотом», дожигание СО непосредственно в рабочем пространстве печи, подогрев шихты в печи и в автономных установках. Кроме того, в последние годы расширяется использование электродуговых печей постоянного тока и индукционных печей средней и повышенной частоты. Все эти мероприятия позволяют снизить средние удельные затраты электроэнергии на плавку с 650–750 до 400–500 кВт·ч/т и менее.

Если оценивать способы сокращения удельных затрат электроэнергии, то ориентировочно можно расположить их следующим

образом (по максимальным значениям в % от удельного расхода): дожигание СО в рабочем пространстве ~6, работа со вспененными шлаками ~9, повышение удельной мощности с поддержанием длинных дуг ~10, вдувание кислорода ~10, использование жидкого чугуна ~10, использование топливно-кислородных горелок (ТКГ) ~12, подогрев шихты ~22.

Наибольший эффект сокращения удельных энергозатрат при электроплавке обеспечивает предварительный подогрев шихты. На нагрев и расплавление металлозавалки в плавильной печи расходуется примерно 70–75 % энергии, на перегрев и доводку жидкого металла ~25–30 %. Нагрев шихты до температуры 550–750 °С сокращает на 30–35 % затраты энергии в первый период плавки. Следует также учитывать, что нагрев слоя кускового материала, каким является металлошихта, точечным источником (дугой) за счет излучения имеет достаточно низкий ТКПД (~20 %), работа дуги на холодной шихте менее устойчива. Все это удлиняет продолжительность плавки, увеличивает расход электродов, износ футеровки, угар. Не намного больше ТКПД при нагреве холодной шихты в индукционных печах, особенно промышленной частоты (~25 %).

При подогреве шихты происходит удаление влаги, выжигание масел, СОЖ и других загрязнений, частичное удаление пыли за счет продувки слоя. Более чистая шихта и сокращение времени пребывания в печи способствуют повышению качества жидкого металла за счет уменьшения количества неметаллических включений и газонасыщенности.

Подогрев шихты может быть осуществлен несколькими способами. Наиболее простое техническое решение – нагрев газовыми или газокислородными горелками непосредственно в рабочем пространстве печи. Однако продуть шихту на сколько-нибудь значительную глубину без организации принудительного движения газов через слой невозможно. Поэтому при использовании топливных горелок в электропечах прогреть удастся не более 10–15 % металлозавалки и ТКПД процесса не превышает 10 %.

Для нагрева кускового материала в слое наиболее эффективным способом является продувка высокотемпературными газами (фильтрация) при конвективном теплообмене. Такой режим, существующий, например, в шахтных печах, обеспечивает при нагреве

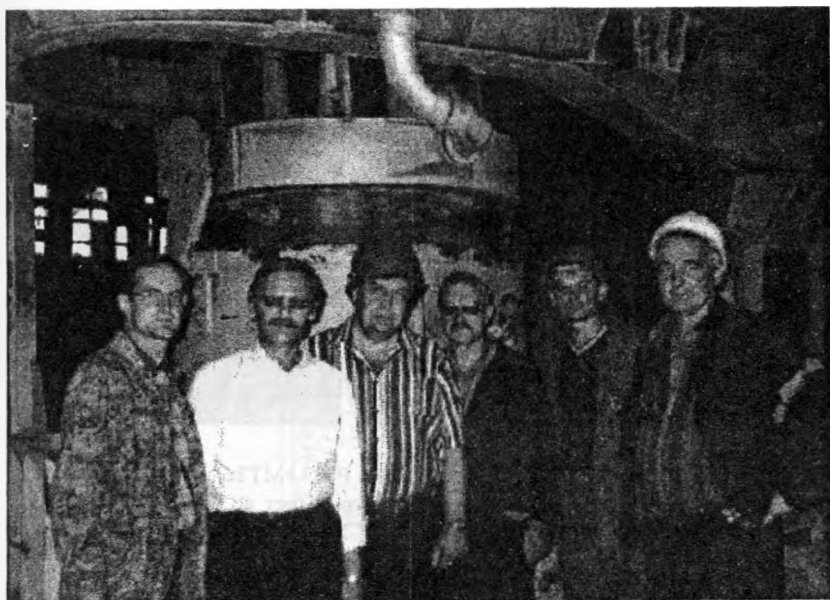
ТКПД до 65–75 %. При скоростях продувки 15–25 м/с коэффициент объемного теплообмена достигает 1,2–1,8 МВт/м<sup>3</sup>.

Наиболее привлекательным с точки зрения экономии ресурсов является использование теплоты отходящих газов. Развитием способа нагрева шихты в слое путем продувки отходящими газами можно считать шахтно-дуговые печи, в последние годы введенные в эксплуатацию на некоторых предприятиях металлургии. Шахта, в которую загружается металлозавалка, устанавливается непосредственно над сводом электродуговой печи. Газы проходят с температурой 750–1200 °С сквозь слой материала (без дожигания) и отводятся в систему дожигания СО и очистки. Шихта удерживается водоохлаждаемыми пальцами. Однако подобные агрегаты существенно сложнее и дороже традиционной электропечи и не могут использоваться в действующих цехах без капитальной реконструкции цеха и длительной остановки производства.

Наиболее надежным и наименее дорогостоящим способом предварительного нагрева шихты при электроплавке является подогрев вне печи на автономной установке, использующей природный газ или жидкое топливо. Экономический эффект при этом обуславливается двумя факторами. Во-первых, стоимость единицы тепловой энергии, полученной от сжигания природного газа в Беларуси и России, в 8–10 раз меньше, чем стоимость единицы тепловой энергии, полученной от преобразования электроэнергии. Во-вторых, ТКПД нагрева шихты за счет продувки составляет 65–75 %, что почти втрое превышает эффективность нагрева шихты в электропечах.

УП «Технолит» БНТУ совместно с кафедрой «МиТЛП» ГТТУ имени П. О. Сухого предлагает технологию и установку высокотемпературного газового нагрева шихты (до  $T_{\text{ср}} = 500\text{--}600$  °С) непосредственно в загрузочных бадах специальной конструкции – бадах-термосах.

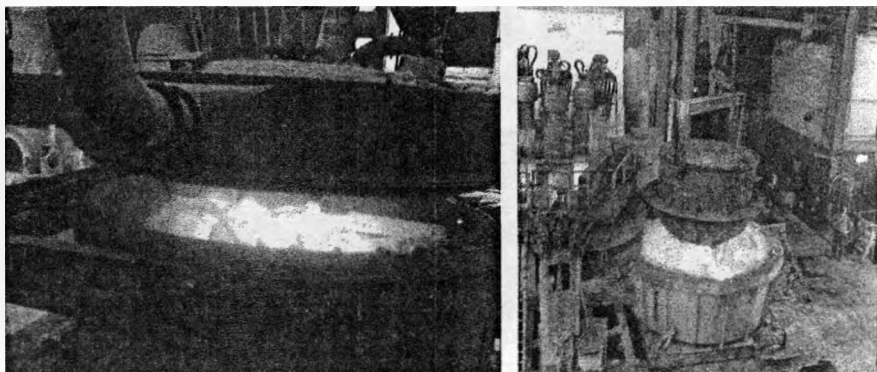
Первая установка такого типа для предварительного нагрева металлозавалки при плавке стали в электродуговых печах была успешно внедрена на «Белорусском автомобильном заводе» (рис. 1). Аналогичные установки были изготовлены на РУП «МТЗ» и Гомельском литейном заводе «Центролит» (для плавки чугуна в индукционных печах), на стадии изготовления находятся установки для Могилевского металлургического и Белорусского энергомеханического заводов.



*Рис. 1. Установка подогрева шихты в СЛЦ РУПП БелАЗ*

По данным предприятий, внедривших эти установки, подогрев шихты до 500–600 °С обеспечивает сокращение удельных затрат электроэнергии на 150–160 кВт·ч на тонну расплава при расходе природного газа 12–14 м<sup>3</sup> на тонну шихты, или снижение стоимости жидкого металла более чем на 10 долларов США на 1 т. При годовом производстве отливок 10000 т и выходе годного на уровне 55–60 % экономия на энергозатратах составляет около 150 тыс. долларов США, что в 2–3 раза превышает стоимость установки подогрева шихты в загрузочной корзине (бадье), иначе говоря, окупаемость установки не превышает 0,3–0,5 года в зависимости от объема производства.

В предлагаемых установках успешно решены основные проблемы нагрева кусковых материалов в ограниченных емкостях (корзинах, бадьях и т. п.): обеспечена равномерность нагрева и устранен перегрев стенок емкости (рис. 2).

*а**б*

*Рис. 2.* Нагрев шихты в бадье-термосе на РУП «МТЗ»: *а* – горячая шихта в конце процесса нагрева – верхний слой разогрет до 700–800 °С, стенки бадьи имеют температуру не более 100 °С; *б* – загрузка горячей шихты в дуговую печь

Устранение перегрева корпуса загрузочной бадьи при высокотемпературном нагреве шихты достигается путем специальной доработки бадьи, в том числе установки внутри нее дополнительной обечайки с зазором 30–50 мм. По кольцевому зазору за счет организованной тяги (приток от дутьевого вентилятора, установленного на своде, и разрежение, создаваемые дымососом под бадьей) продувается холодный воздух. Для того чтобы в зазор не попадали высокотемпературные продукты горения газа, диаметр свода (крышки) делается чуть меньше, чем внутренний диаметр вставки, а зазор между сводом и поверхностью шихты (200–350 мм) перекрывается огнестойкой тканью (рис. 3).

Для уменьшения градиента температур по высоте столба шихты разработан и апробирован в промышленных условиях на установках подогрева 2 и 6 т бадей метод методического нагрева: после достижения требуемой температуры в верхних слоях шихты осуществляется ступенчатое либо плавное снижение подачи топлива, при этом соответственно уменьшаются температуры факела и верхнего слоя шихты, а теплота перераспределяется в нижележащие слои шихты.



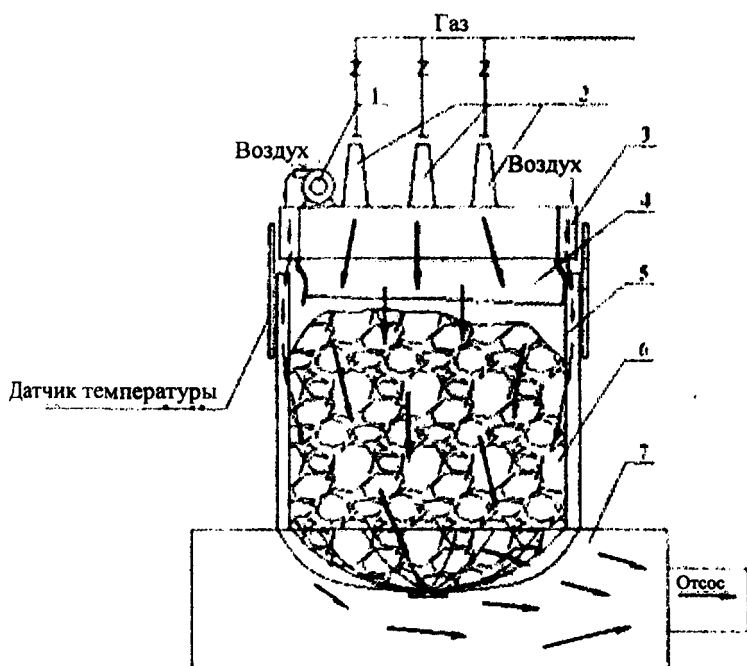


Рис. 3. Схема работы «бадь-термоса»: 1 – продувочный вентилятор; 2 – горелки; 3 – коллектор обдува; 4 – огнестойкая завеса; 5 – вставка; 6 – нагреваемая шихта; 7 – корпус стэнда

Выравнивание температур по высоте слоя может быть достигнуто за счет циркуляции отходящих газов. В этом случае вместо подсосывания воздуха и разбавления продуктов горения газа, что неизбежно снижает температуру факела и температурный напор, интенсивность теплообмена и ТКПД, в установку возвращается теплота отходящих газов. При циркуляционном режиме возникает возможность не только выравнивания, но и повышения средней температуры нагрева шихты (до  $T_{ср} = 600\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), что позволяет дополнительно увеличить эффективность работы плавильных печей и экономию электроэнергии.

Помимо указанных выше экономических и технологических преимуществ предварительный высокотемпературный подогрев шихты позволяет существенно улучшить экологические параметры

плавки, условия труда и безопасность работы на электропечах, особенно при работе с «болотом».

Для топливных нагревательных и плавильных печей наиболее эффективным способом повышения КПД и снижения энергозатрат является использование вторичных энергоресурсов (ВЭР).

Большинство топливных плавильных агрегатов, используемых в Республике Беларусь, имеют тепловой КПД на уровне 35–45 %. У термических печей этот показатель находится в пределах 25–30 %, а нагревательные печи, работающие на жидком или газообразном топливе, имеют тепловой КПД всего 7–12 %. При этом энергия, не используемая в технологическом процессе, не просто рассеивается, но выбрасывается вместе с отходящими газами в атмосферу, загрязняя окружающую среду.

Существуют несколько способов утилизации ВЭР, содержащихся в отходящих газах: рекуперация, подогрев воздуха для технологических целей или отопления цеха, нагрев воды для технологических или бытовых нужд. Каждый из них имеет свои особенности и технические средства, выбор определяется экономическими показателями и конкретными заводскими условиями. В первом приближении можно считать, что с помощью воздухоподогревателей можно использовать 60–70 % теплоты отходящих газов, охладив их, таким образом, до 180–120 °С на выходе. Водоподогреватели (экономайзеры) позволяют получать даже несколько большую эффективность утилизации теплоты (до 70–75 %) и использовать низкотемпературные отходящие газы (со средней температурой 150–200 °С). Вместе с тем использование воздухоподогревателей носит сезонный характер, а установки подогрева воды требуют ресиверов, компенсирующих несинхронность подачи и потребления воды.

Использование горячего воздуха для других технологических агрегатов, например для сушки песка, предварительного нагрева заготовок, сушки стержней после покраски и т. п., предполагает параллельный режим работы и уменьшает маневренность оборудования. Как правило, в подобных случаях необходимо сохранять альтернативные источники теплоты: газовые горелки, электронагреватели и т. п.

Рекуперация (возврат) части тепловой энергии в печь – один из наиболее рациональных способов использования высокотемпературных (>700 °С) ВЭР, и, хотя КПД большинства рекуператоров не превышает 30–40 %, их использование сохраняет автономность

печной установки, обеспечивает сокращение удельного расхода топлива и позволяет существенно улучшить технологические характеристики печи.

Наиболее эффективным является объединение систем, реализующих в себе все перечисленные способы утилизации ВЭР, что позволяет довести ТКПД плавильной или нагревательной установки до 75–80 %.

Такие комплексные решения были разработаны УП «Технолит» БНТУ и кафедрой «МиТЛП» ГГТУ для нагревательных и плавильных газовых и жидкотопливных печей, а также для ваграночных установок (рис. 4). Однако внедрение таких комплексов – достаточно дорогостоящая задача, стоимость их иногда в 5–7 раз превышает стоимость самой печи. Несмотря на высокий экономический эффект и относительно небольшой срок окупаемости (12–18 месяцев), в нынешней сложной экономической ситуации немногие предприятия страны могут позволить себе строительство данных систем.

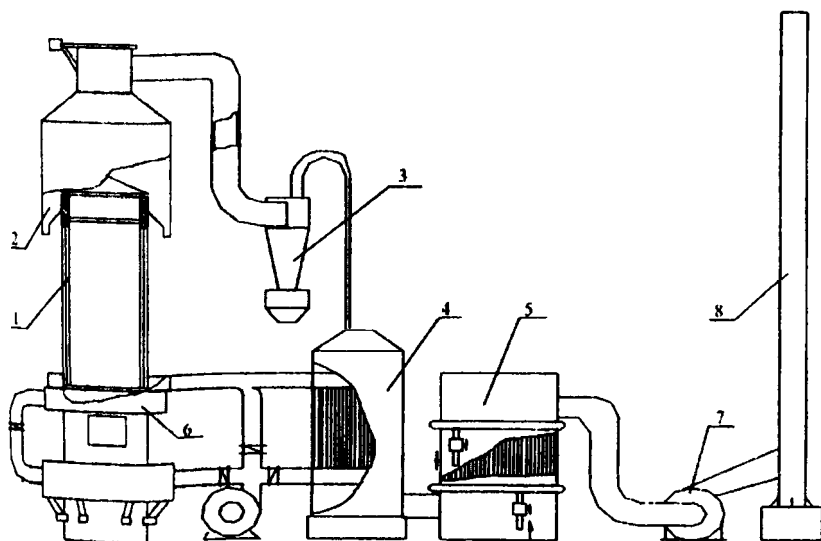


Рис. 4. Вагранка с комплексной системой использования ВЭР: 1 – встроенный радиационный рекуператор; 2 – сухой пылеуловитель; 3 – батарея циклонов; 4 – конвективный рекуператор; 5 – водоподогреватель; 6 – вагранки; 7 – дымосос; 8 – труба

Учитывая это обстоятельство, в УП «Технолит» были разработаны относительно простые, существенно более дешевые, но, тем не менее, достаточно эффективные схемы модернизации существующих плавильных и нагревательных печей.

Модернизация действующих вагранок предполагает:

- оснащение печи двухходовым радиационным встроенным рекуператором (рис. 5), который обеспечивает подогрев дутьевого воздуха до 350–450 °С;

- установку или модернизацию существующего узла дожигания, оборудование его автоматикой безопасности и системой рационального расходования газа. Такой узел дожигания обеспечивает стабильное горение отходящих ваграночных газов при мини-

мальном расходе природного газа на их поджигание, что позволяет использовать на рекуперацию энергию, содержащуюся в отходящих ваграночных газах в виде химической (скрытой) теплоты (в виде  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  и других горючих веществ);

- реконструкцию завалочного окна и системы загрузки шихты в вагранку с целью снижения подсосов воздуха и стабилизации температуры в зоне горения отходящих газов;

- автоматизацию контроля и управления работой вагранки, включая контроль уровня завалки, температурного и дутьевого режимов, что обеспечивает стабилизацию основных режимов плавки и улучшение управляемости агрегата.

Такая модернизация обеспечивает существенное повышение технико-экономических показателей ваграночной установки: ТКПД возрастает с 40–45 до 55–60 %; средний расход кокса снижается на 20–25 % – со 180–200 кг на тонну металлозавалки до

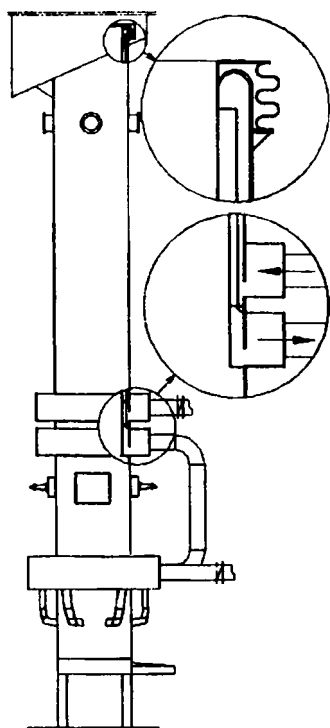


Рис. 5. Схема модернизации коксовой вагранки

130–150 кг; средний расход природного газа на узле дожигания стабилизируется на уровне 2–3 м<sup>3</sup> на 1 т жидкого металла; температура дутьевого воздуха – 350–450 °С; температура чугуна на желобе – 1380–1420 °С; время выхода на рабочую температуру дутья – 25–35 мин.; уровень СО на выходе из печи – не более 0,015 %; уровень пыли и других вредных веществ – в пределах норм ПДВ. Кроме того, отмечается отсутствие выбросов в колошниковой зоне и улучшение условий труда.

Затраты на осуществление описанной схемы модернизации составляют примерно 50–100 тыс. долларов США в зависимости от размеров и производительности вагранки. Экономический эффект только от снижения удельного расхода кокса составляет более 10 долларов США на тонну выплаваемого чугуна. При годовой программе выплавки на уровне 10000 т жидкого чугуна годовой экономический эффект составляет около 100 тыс. долларов США, причем это без учета дополнительных преимуществ, связанных с повышением качества чугуна за счет роста температуры и снижения содержания серы и других вредных примесей, переходящих в металл из кокса, снижением выбросов СО и других вредных веществ в атмосферу.

В соответствии с представленной схемой в 2003 г. была модернизирована 12-тонная вагранка на Минском автомобильном заводе, в 2005 г. – 8-тонная вагранка на Могилевском металлургическом заводе. На обеих вагранках получили свое подтверждение высокие проектные показатели роста энергетической эффективности агрегатов. Положительным опытом белорусских литейщиков уже заинтересовались многие российские и украинские предприятия, в частности «Ростсельмаш» (РФ), Макеевский литейный завод (Украина), «Кронтиф-Центр» (РФ).

При рекуперации теплоты основная задача – получить максимально высокую температуру дутья (при использовании газового или жидкого топлива это составляет примерно 400–450 °С). С этой целью в УП «Технолит» БНТУ и ГГТУ разработаны конструкции рекуператоров, адаптированных к условиям действующих цехов. Для нагревательных печей – конвективные трубчатые теплообменники из блоков (рис. 6), устанавливаемые непосредственно над лещью. После воздухоподогревателей могут устанавливаться трубчатые экономайзеры для нагрева воды до 75–85 °С. Как показывает практика использования подобных устройств, затраты на установку окупаются в течение полугода.

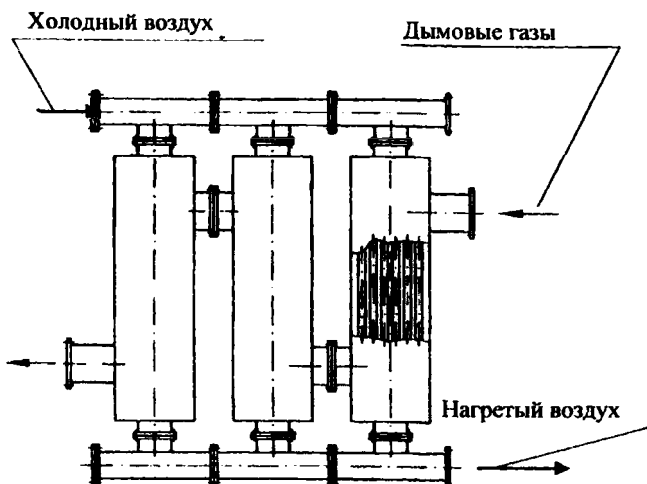


Рис. 6. Схема рекуператора, состоящего из отдельных теплообменных взаимозаменяемых блоков

Не менее важной проблемой современного промышленного производства является утилизация и вторичное использование металлоотходов (рециклинг).

Все возрастающее накопление железосодержащих отходов, удорожание энергоресурсов и шихтовых материалов, ужесточение природоохранных нормативов приводят к необходимости поиска экономичных и эффективных способов и оборудования для переработки и возврата в производство (рециклинг) металлоотходов: стружки, металлургической пыли, окалины, мелкого низкосортного скрапа, шламов, обрезков проволоки и т. п.

По ориентировочным оценкам, вновь образующиеся металлоотходы, например в Беларуси, составляют 250 тыс. т в год, в отвалах нашей страны на сегодняшний день накоплено не менее 8–10 млн т различных, в большей мере сильно окисленных металлоотходов.

Проблема утилизации железосодержащих отходов является актуальной во всем мире. Например, в РФ накоплено более 450–550 млн т металлоотходов, ежегодно образуется около 3,5 млн т, а перерабатывается только 5 % от этого количества. В то же время очевидно, что металлоотходы представляют собой ценное метал-

лургическое сырье, так как содержание основного металла в них может достигать до 75–90 %.

В мире разработан и проходит проверку в производственной практике ряд способов рециклинга, однако все они, за исключением традиционного доменного переплава, производства металлургических окатышей, находятся в лучшем случае на стадии опытно-промышленных установок многотоннажного производства.

Специфика решения этой проблемы в Республике Беларусь обусловлена наличием большого количества различных по объему источников подобных отходов, что увеличивает трудности со сбором, транспортировкой, унификацией их по видам и химическому составу и соответственно осложняет переработку и повторное использование металлоотходов. Основную долю (до 90 %) металлоотходов составляют отходы черных металлов.

Железосодержащие отходы можно разделить на две категории. Первая – стружка (чугунная и стальная), скрап, проволока и другие металлоотходы. Вторая – оксидные материалы, к которым относятся окалина, пыль систем аспирации, шламы и другие отходы, в которых железо присутствует в виде  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ .

Первая представляет собой наиболее ценное и привлекательное с точки зрения металлургии сырье, так как имеет тот же состав, что и годная продукция, т. е. марочные чугуны и стали. При сборе и смешивании подобных отходов с разных предприятий ценность этого вида сырья резко снижается из-за неопределенности химического состава. Поэтому для условий нашей страны предпочтительным решением явился бы рециклинг металлоотходов на тех же предприятиях, где они образуются, что предполагает создание эффективных и небольших по производительности установок для их переплавки.

Практика показала, что использовать традиционные плавильные печи, обслуживающие литейные цехи, для переплавки стружки нерационально.

Так, начиная с 60-х гг. прошлого столетия, велись постоянные поиски способов переплавки чугунной стружки в открытых вагранках холодного дутья. Стружка вводилась с дутьем через фурмы шнеком непосредственно в плавильную зону и в виде брикетов – с шихтой через завалочное окно. К сожалению, отрицательные результаты получены при любых способах ввода стружки в традици-

онные вагранки: увеличивается расход флюсов, растет количество шлаков, брикеты в процессе плавки (в верхней части холостой колоши) разрушаются и увеличивают выбросы пыли, снижается качество металла, повышается расход кокса.

Более перспективным является создание специализированных вагранок для переплавки брикетов из металлоотходов. Вагранки для переплава должны иметь увеличенную (до 8–10 диаметров) полезную высоту и расширенную зону подогрева (восстановительную зону). Это обеспечит увеличение времени пребывания брикетов при температуре 900–1300 °С до 20–25 мин, что достаточно для восстановления оксидов в твердом виде. Брикеты должны быть плотными, не более 30 мм по максимальному размеру и включать науглероживатели. Полученный в таких вагранках чугун можно использовать как полупродукт для применения в шихте, например индукционных или дуговых печей, как заменитель чушкового чугуна или непосредственно в жидком виде. Это дает экономию электроэнергии при плавке в электропечах печах до 100 кВт · ч/т. К настоящему времени в мире работают свыше 20 электросталеплавильных печей, использующих в шихте жидкий, в том числе ваграночный, чугун. Главная проблема переплавки стружки в вагранках – унос тонкодисперсных отходов с потоком отходящих газов.

Переплавка стружки в индукционных печах требует преодоления ряда технологических трудностей. Из-за того, что стружка плохо разогревается, существенно снижаются КПД печей и производительность. Насыпной вес стружки – около 1–2 т/м<sup>3</sup>, поэтому она всплывает и удерживается в холодном шлаке. Оксиды, вносимые стружкой, приводят к обезуглероживанию сплава, накоплению неметаллических включений, газонасыщенности и т. п. Как правило, доля стружки в шихте при индукционной плавке не превышает 10–15 %. Окалину вообще не удастся переработать в традиционных печах.

Для переработки небрикетируемой стружки возможно применение установок электрошлакового переплава (ЭШП). Использование полых электродов с засыпкой из стружки, прессованной и предварительно спеченной, позволяет эффективно переплавлять стружку без окисления, как это имеет место в других плавильных агрегатах, рафинировать сплав, пропуская его по каплям через слой активного высокотемпературного шлака, управлять химсоставом



и т. п. Преимуществом установок ЭШП являются универсальность (можно плавить чугун и любые марки стали), сравнительная дешевизна оборудования, компактность, простота управления. Существенный недостаток – высокая энергоемкость и малая производительность процесса.

Экологические параметры, как и качество металла, при электроплавке зависят от качества шихты. При использовании загрязненной, замасленной, с остатками СОЖ стружки образование и выбросы продуктов деструкции органических соединений, сажи, пыли неизбежны. Загрязнения могут составлять до 10 % от массы стружки, соответственно велики и объемы выбросов. Поэтому загрязненная стружка должна предварительно подвергаться сушке и очистке при температуре не менее 250–300 °С.

Конечно, наиболее привлекательным представляется рециклинг дисперсных металлоотходов без предварительной подготовки, брикетирования или окусковывания, что должно значительно снизить себестоимость металла, полученного из отходов. Работы в этом направлении привели к созданию систем Redsmelt, Hismelt, российской Ромелт и некоторых аналогичных. Эти системы предусматривают получение жидкого металла (чугуна или полупродукта). Однако из них лишь Ромелт основан на непосредственной переплавке дисперсных материалов. Прочие фактически на предварительных стадиях процесса осуществляют окомковывание, обжиг и частичное восстановление сырья.

Переплавление дисперсных оксидных материалов вместе с науглероживателями имеет определенные преимущества, прежде всего высокие скорости нагрева и восстановления. Однако обработка материала в слое затрудняет использование этих преимуществ: высокая плотность слоя, спекание частиц вблизи температуры плавления, необходимость использования высокотемпературных теплоносителей и, как следствие, низкий термический КПД (высокая температура отходящих газов).

Ниже рассмотрено альтернативное комплексное решение этих проблем: рециклинг дисперсных металлоотходов в специально разработанных для этого ротационных качающихся газовых или жидкотопливных печах – РКП (рис. 7). Этот тип плавильных агрегатов позволяет перерабатывать любое низкокачественное дисперсное сырье благодаря тому, что нагрев и массообмен осуществляются в

динамическом слое. В отличие от обычных барабанных печей поток газов находится в ротационной печи вдвое дольше, а при подаче закрученного завихрителем газового потока взаимодействие его с материалом может быть интенсифицировано в несколько раз при увеличении скорости вращения до 10–15 м/с против 0,5–1,5 м/с (поступательная скорость потока в барабанных печах). Благодаря возможности качания в такие печи легко загрузить шихту и слить жидкий расплав, причем полезная емкость подобных печей лимитируется только технологическими потребностями и может варьироваться от 0,1 до 5 т. Ротационные печи позволяют вести методический режим обработки как по температуре, так и по составу атмосферы в них: на первой стадии может быть реализован процесс восстановления при температурах 900–1200 °С и содержании CO около 25–35 %, на второй стадии за счет использования обогащенного дутья температура может быть поднята до 1600–1850 °С, что позволяет получить расплав и довести его до требуемой температуры. Шлак в таких печах перегрет и имеет высокую активность.

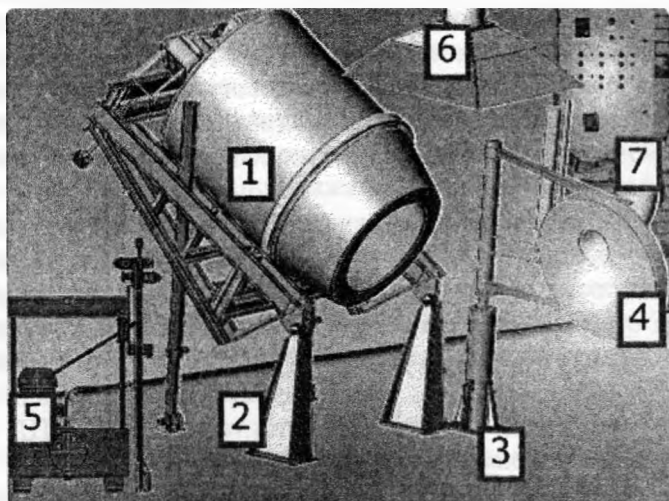


Рис. 7. Ротационная качающаяся печь: 1 – корпус печи ; 2 – качающаяся платформа; 3 – поворотная стойка; 4 – крышка печи с горелочным устройством; 5 – гидростанция; 6 – зонт отбора дымовых газов; 7 – система КИП и А с пультом управления

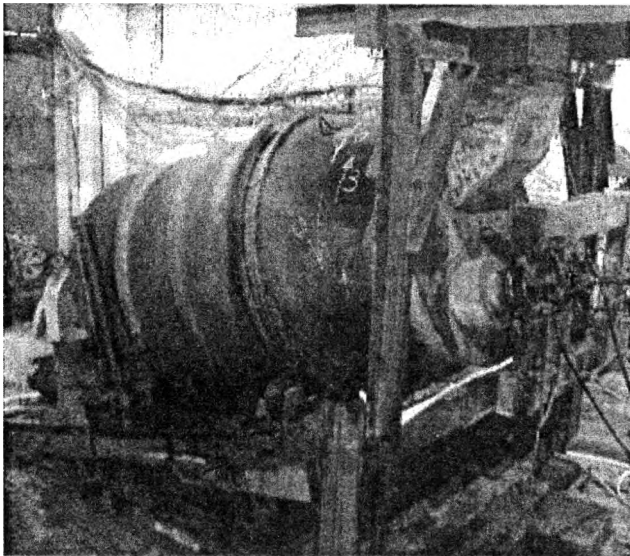
Печи позволяют в случае необходимости произвести доводку сплава и его рафинирование перед разливкой. Ротационные печи могут работать на жидком и газообразном топливе, а в качестве восстановителей использовать любые углеродсодержащие материалы, в том числе отходы (например, отсев кокса). Достоинством таких печей являются относительно низкие капитальные затраты и простота изготовления, удобство обслуживания и высокая степень управляемости металлургическими процессами. Печи могут использоваться для переработки как черных, так и цветных сплавов.

Первая такая печь была изготовлена в 2006 г. для получения черного свинца из окисно-сульфатного свинецсодержащего шлама (отходы аккумуляторных батарей). В декабре 2006 г. она была введена в эксплуатацию в литейном цехе ОАО «Авангард-Юнион» (г. Владимир) и подтвердила на практике свои высокие проектные характеристики: при удельном расходе 70 л жидкого топлива на 1 т расплава эта установка обеспечивает проведение всего цикла восстановления, расплавления, рафинирования за 1,5–2,0 ч. Емкость установки – 6 т по свинцу, производительность – до 3 т черного свинца в час. Рабочие температуры в печи составляют 1200–1350 °С (рис. 8). Аналогичная установка сегодня изготавливается по заказу Белорусского металлургического завода для переработки восстановления и переплавки окалины ( $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). Продуктом плавки является чушковый чугун, ориентировочная стоимость которого в 3–4 раза ниже импортируемого доменного чугуна.

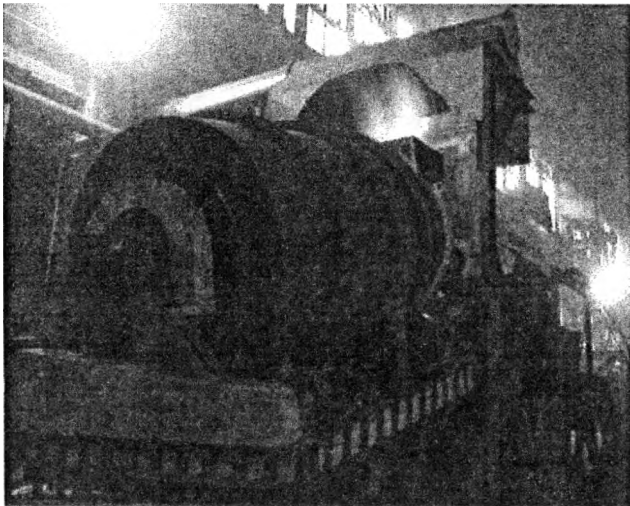
Ротационные качающиеся печи могут успешно работать для нагрева стружки перед электроплавкой (рис. 9), а также при переплаве стружки.

Стружка используется навалом, без предварительной обработки, а конечным продуктом является передельный или марочный чугун. Удельный расход природного газа (или жидкого топлива) – 70–100 м<sup>3</sup>/т (65–93 л/т). Производительность – от 0,5 до 10 т/ч. Ориентировочная стоимость таких печей (в зависимости от производительности) – 50–200 тыс. долларов США.

Изготовление технологического комплекса для переработки отходов по данной технологии может быть реализовано в условиях практически любого машиностроительного предприятия. Максимальный срок окупаемости при рациональной организации производства – не более 1 года.



*Рис. 8.* Ротационная качающаяся печь для получения черного свинца из окисно-сульфатного шлама



*Рис. 9.* Установка подогрева стружки в ЛЦ РУП «ГЛЗ «Центролит»»

Для РКП разработана низкоэнергетическая система очистки выбросов (рис. 10).

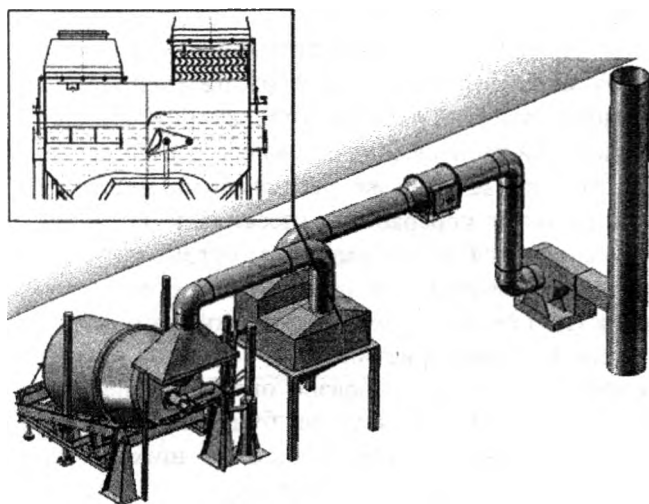


Рис. 10. Низкоэнергетическая система для очистки выбросов плавильных агрегатов в ЛЦ РУП «Белцветмет»

Эта система может быть использована для очистки выбросов плавильных агрегатов от взвешенных частиц,  $\text{SO}_2$ ,  $\text{NO}_x$ ,  $\text{CO}$ . Система выгодно отличается тем, что в ней используется принцип конденсационного пылеулавливания, повышающий эффективность улавливания высокодисперсных фракций пыли, а также обеспечиваются растворение и нейтрализация газообразных веществ.

Характеристика системы: энергозатраты на очистку –  $0,8-1,0 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/1000 \text{ м}^3$ ; объем очищаемых газов –  $6000-30000 \text{ м}^3$ ; эффективность очистки – остаточная концентрация,  $\text{г}/\text{м}^3$ : пыль –  $0,08-0,15$ ;  $\text{CO}$  –  $0,5-1,0$ ;  $\text{SO}_2$  –  $0,02-0,05$ ;  $\text{NO}_x$  –  $0,02-0,04$ .

Переплавка (рециклинг) железосодержащих металлоотходов в РКП может осуществляться по двум технологическим схемам в соответствии с предъявляемыми требованиями к продукции.

Первая предусматривает получение марочного чугуна для производства отливок непосредственно из металла, полученного в ротационных печах.

Вторая – получение полупродукта (шихтового материала) для последующей переплавки в существующих плавильных печах (вагранках, тигельных индукционных, электродуговых печах).

Соответственно себестоимость 1 т жидкого металла будет различной. В первом случае затраты существенно выше, так как добавляется стоимость модификаторов, науглероживателей, дополнительного количества рафинирующих добавок, топлива и кислорода (для стадий выдержки и доводки расплава, перегрева и т. п.), затраты на дополнительную зарплату, проведение экспресс-анализов металла и др.

Общие затраты на переработку (переплавку) отходов также существенно различаются в зависимости от организации и технологии плавки. При монопроцессе, т. е. при производстве чугуна для получения отливок (по I схеме) себестоимость жидкого металла является конечной (полной) характеристикой.

Во втором случае целесообразно оценить конечную себестоимость металла для отливок, которая будет складываться из себестоимости полупродукта с учетом его доли в шихте и добавленной стоимости марочного сплава, получаемого в процессе переплавки в традиционных печах.

При этом суммарная себестоимость зависит от того, по какой технологической схеме осуществляется рециклинг: двухстадийный или дуплексный процесс. При двухстадийном процессе металл, полученный в ротационных печах, разливается в чушки, определяется химсостав, составляется спецификация на партию (объем плавки, например, каждые 10–20 т металла). Затем этот материал отправляется внешнему заказчику или используется на самом предприятии в качестве замены чушкового чугуна в шихте существующих печей. Экономический эффект будет определяться и зависеть в основном от разницы в стоимости шихтовых материалов и качества получаемого марочного сплава.

При дуплекс-процессе, который целесообразен при наличии на производстве электрических плавильных печей, полученный в ротационных печах жидкий металл непосредственно используется как шихтовой материал: заливается в электропечь. Причем может применяться как 100-процентная завалка, так и частичная (до 20–25 % от общей массы заваливаемой шихты). Естественно, себестоимость при дуплекс-процессе существенно ниже, но технологическая организация сложнее.

В табл. 1, 2 представлены примерные расчеты себестоимости жидкого чугуна, получаемого в ротационных печах из стружки и окалины.

Таблица 1. Калькуляция себестоимости чушкового чугуна, получаемого в ротационных печах (на 1 т металла<sup>1</sup>) из стружки

Статья расхода	Тыс. бел. руб. (дол. США)
1. Материальные затраты	
1.1. Сырье (шихта) (110 % от массы жидкого металла)	118 (55)
1.2. Науглероживатели <sup>2</sup> (отходы графита, коксик, уголь, в том числе белорусские бурые угли)	11 (5)
1.3. Модификаторы <sup>3</sup>	11 (5)
1.4. Флюсы (5–6 % от 1.1)	2,6 (1,2)
1.5. Топливо <sup>4</sup> (100 м <sup>3</sup> /т)	15 (7)
1.6. Кислород (~ 35–70 м <sup>3</sup> /т)	6,4 (3)
1.7. Огнеупоры	2,1 (1)
1.8. Электроэнергия <sup>5</sup> (10 кВт · ч/т)	2,1 (1)
2. Заработная плата (ориентировочно) (15 % от себестоимости)	48,4 (22,5)
3. Отчисления в фонд социальной защиты (7 % от себестоимости)	22,7 (10,5)
4. Амортизация основных средств (12 % годовых от стоимости основных средств)	2,1 (1,2)
5. Прочие расходы (до 25 % от себестоимости)	80,6 (37,5)
<b>ИТОГО</b>	<b>322 (150)</b>

<sup>1</sup>Расчет выполнен на 1 т жидкого металла с учетом температуры выпуска на желобе не менее 1360 °С. Себестоимость рассчитана для второго варианта, т. е. получение шихтового материала, заменяющего импортируемый доменный чугун, стоимость которого составляет 450–500 долларов США в зависимости от марки.

<sup>2</sup>При использовании стальной и окислительной стружки – 6–10 % от 1.1.

<sup>3</sup>При выплавке марочных сплавов.

<sup>4</sup>Без учета затрат на стадию восстановления оксидов (с учетом этих затрат ~150 м<sup>3</sup>/т).

<sup>5</sup>С учетом аспирации и очистки (20 кВт – привод; 75 кВт – аспирация и очистка выбросов).

**Таблица 2. Ориентировочный расчет себестоимости 1 т железоуглеродистого сплава, получаемого из окалины в ротационной плавильной печи**

Статья расхода	Тыс. бел. руб. (дол. США)
1. Материальные затраты	—
1.1. Сырье (окалина) (130–140 % от массы жидкого металла)	59,9 (28,0)
1.2. Науглероживатели (отходы графита, электродов, коксик, уголь, в том числе, белорусские бурые угли) – 20–30 % от п.1.1	32,1 (15,0)
1.3. Флюсы и присадки (известняк, доломит и т. п.) (8–12 % от п.1.1)	6,4 (3,0)
1.4. Топливо ~150 м <sup>3</sup> /т)	48,1 (22,5)*
1.5. Кислород – 40–60 м <sup>3</sup>	6,4 (3)
1.6. Огнеупоры	2,7 (1,25)
1.7. Электроэнергия** (10 кВт · ч/т)	2,7 (1,25)
2. Заработная плата (ориентировочно) (15 % от себестоимости)	48,1 (22,5)
3. Отчисления в фонд социальной защиты – 35 % от п. 2	16,0 (7,5)
4. Амортизация основных средств (12 % годовых от стоимости основных средств)	18,2 (8,5)
5. Прочие расходы (до 25 %) от себестоимости	80,4 (37,5)
<b>ИТОГО</b>	<b>321,0 (150,0)</b>

\*При цене на газ 150 долларов США за 1000 м<sup>3</sup>.

\*\*С учетом аспирации и очистки (2,0 кВт – привод вращения; 1,5 кВт – привод вентилятора горелки; 6,5 кВт – аспирация и очистка выбросов).

Эти расчеты являются ориентировочными, но позволяют оценить соотношение затрат на рециклинг металлоотходов и сравнить цену получаемого полупродукта (чушкового чугуна с ценой импортируемых доменных чугунов), стоимость которых достигает сегодня 380–420 долларов США. Таким образом, широкое внедрение ротационных печей для переработки дисперсных металлоотходов позволило бы не только решить проблему их утилизации, но принесло бы ощутимый экономический эффект и в определенной степени решило растущую проблему импорта чушкового чугуна.



А. П. НЕСЕНЧУК, д-р техн. наук,  
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),  
М. Л. ГЕРМАН, канд. физ.-мат. наук (РУП «БелТЭИ»),  
А. П. РАКОМСИН, канд. техн. наук,  
Т. В. РЫЖОВА, канд. техн. наук (РУП «МАЗ»),  
Д. В. МЕНДЕЛЕВ (БНТУ),

## **СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К МОДЕРНИЗАЦИИ ПЕЧНОГО ХОЗЯЙСТВА ЗАГОТОВИТЕЛЬНОГО И МЕХАНОСБОРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВ**

Ставя целью получение промышленного продукта заданного потребительского качества при достаточно низких затратах энергетических ресурсов, можно сформулировать основные направления создания парка печного хозяйства высокотемпературных промышленных теплотехнологий. Учитывая, что основа нагрева и термообработки – это качество заготовок перед горячим формообразованием и продукции термической обработки, а качество в свою очередь – продукт соблюдения технологии нагрева (технологической дисциплины), что зафиксировано температурным (режимным) графиком, все мероприятия по модернизации парка печей следует начинать с решения вопросов, касающихся температурного графика нагрева (термообработки). При этом нужно:

- установить, имеется ли температурный график конкретного теплового процесса конкретного изделия (заготовки) определенной марки стали и конкретной формы;
- выяснить, как может соблюдаться температурный график, если печь не оснащена приборами контроля (расходы топлива и воздуха-окислителя, теплота сгорания топлива, приборы измерения давления и температуры по зонам печи).

Если эти вопросы не решены на первом этапе работ, то приступить к реализации рекуперативного (в отдельных случаях и утилизационного) теплоиспользования, применения современных высокоэффективных огнеупорных и теплоизоляционных материалов, совершенных схем ручного и автоматического регулирования нецелесообразно, так как это не даст должного положительного эффекта.

Известно, что от регенеративного теплоиспользования затраты топлива на нагрев и термообработку могут быть снижены на величину от 9 до 15 %

$$B_{\text{факт}} = B - \Delta B,$$

где

$$\Delta B = B \mathcal{E}_{\text{под}} \mathcal{E} \%.$$

Здесь  $\mathcal{E}_{\text{под}}$  – топливный эквивалент подогрева;  $\mathcal{E}_{\text{под}} = 1/\eta_{\text{н.т}}$ ;  $\mathcal{E} \%$  – сокращение подачи топлива в рабочее пространство печи при подогреве окислителя топлива.

В итоге фактический технологический КПД печи запишется следующим образом:

$$\eta_{\text{техн}}^{\text{ф}} = \frac{Q_1}{(B - \Delta B) Q_{\text{н}}^{\text{р}}} \cdot 100 \%.$$

Причем:  $\eta_{\text{техн}} < \eta_{\text{техн}}^{\text{ф}}$ ;  $\eta_{\text{техн}} = \frac{Q_1}{B Q_{\text{н}}^{\text{р}}}.$

Эффект для цеха (завода) еще увеличится (он оценивается энергетическим КПД), если реализовать внешнее (утилизационное) теплоиспользование

$$\eta_{\text{энерг}}^{\text{ф}} = \frac{Q_1 + Q_{\text{доп}}}{(B - \Delta B) Q_{\text{н}}^{\text{р}}} \cdot 100 \% ,$$

где  $Q_{\text{доп}}$  – энергетическая составляющая дополнительного технологического продукта, полученного в результате внедрения утилизационного теплоиспользования.

Кроме реализации внутреннего теплоиспользования с эффектом  $\Delta B = 10 \%$ , внедрение эффективных изоляционных материалов позволит снизить затраты топлива еще на 5–10 %. В итоге будем иметь

$$\Sigma \eta_{\text{техн}}^{\text{ф}} = \eta_{\text{техн}} + \Delta \eta_{\text{техн}}^{\text{ф}} + \Delta \eta_{\text{техн}}^{\text{фут. мат}},$$

где  $\eta_{\text{техн}}$  – КПД без регенеративного и утилизационного теплоиспользования ( $\eta_{\text{техн}} \cong 15\%$ );  $\Delta\eta_{\text{техн}}^{\Phi}$  – добавка (снижение затрат топлива) от регенеративного теплоиспользования,  $\Delta\eta_{\text{техн}}^{\Phi} \cong 10\%$ ;  $\Delta\eta_{\text{техн}}^{\text{фут. мат}} \cong 10\%$ .

Таким образом:

$$\Delta\eta_{\text{техн}}^{\Phi} \cong 15 + 10 + 10 \cong 35\%.$$

Как видим, реально технологический КПД нагревательных и термических печей машиностроительных и автотракторных производств республики может находиться на уровне 35–37%. Сегодня же он составляет величину 15–5% и менее.

Для реализации КПД установок на уровне 35–37% необходимо внедрение систем автоматического (ручного) теплового регулирования нагрузки многозонного объекта (две-три зоны регулирования).

Можно предложить блок-схему автоматического (с элементами ручного) регулирования многозонного объекта, пригодную как для нагревательных, так и для термических печей заводов Республики Беларусь (рис. 1).

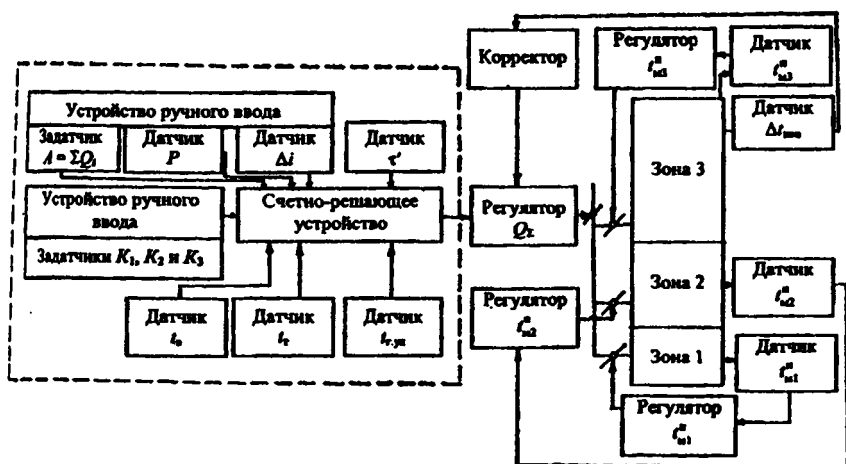


Рис. 1. Блок-схема регулирования тепловой нагрузки многозонной печи

Схема (рис. 1) предусматривает коррекцию работы регулятора  $Q_{\Sigma}$  по температуре подогрева воздуха-окислителя, что выгодно отличает ее от имеющихся и внедренных в промышленности. Схема получена с учетом уравнения регулирования тепловой нагрузки

$$Q_{\Sigma} = \frac{p\Delta t\tau'}{1 + k_1t_b + k_2t_T - k_3t_{г.ух}},$$

где  $\tau'$  – темп толкания садки (предполагается проходная конструкция печи).

Также нужно определиться с существующей классификацией цехов и характером производства заводов машиностроительного и автотракторного профилей, которые имеются в Республике Беларусь, так как это в значительной (подавляющей) мере определяет выбор энергоносителя (электроэнергия либо органическое топливо).

В Беларуси нет промышленных предприятий (за исключением подшипникового завода № 11) с массовым характером производства (РУП «Минский автомобильный завод» и ПО «Минский тракторный завод» – это предприятия с серийным, даже не с крупносерийным и тем более не с массовым характером производства).

Развитие парка печей в нашей стране может происходить только при наличии газообразного и жидкого топлива (отсюда и появились на белорусских заводах комбинированные горелочные устройства КГМГ, на случай провала топливно-энергетического баланса).

Машиностроительные и автотракторные предприятия Республики Беларусь классифицируются по группам производственных комплексов (цехам). Это:

- заготовительный комплекс завода (цехи: собственно заготовительные, стале- и чугунолитейные, кузнечные, цехи сварки корпусных изделий);
- механосборочный комплекс завода (в основном это цехи сборки, РМЦ, цехи экспериментальной разработки, механические, РМЦ и др.).

Цехи заготовительного и механосборочного комплексов имеют как нагревательные, так и термические печи. Однако печи этих производств значительно отличаются друг от друга, а следовательно, модернизацию их парка нужно рассматривать с разных позиций

в рамках заготовительного и механосборочного производств и при условии, что нагревательные и термические печи заготовительного производства должны быть унифицированы для всех заводов Республики Беларусь. Печи механосборочного производства должны быть также представлены единым типорядом пламенных печей.

**Заготовительное производство.** Заготовительные цехи содержат и нагревательные, и термические печи (в основном это ЛЦ и кузнечные цехи или корпуса):

а) нагревательные печи для предприятий Республики Беларусь должны представлять единый типоряд пламенных проходных (методические и полуметодические) печей с единым типоразмером для всех заводов (типоряд по производительности). Итак, типоразмерный ряд «близнецов»: 0,4; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5; 4,0 (5,0; 10,0) т/ч – всего в типоряду шесть типоразмеров пламенных печей;

б) термические печи (как уже сложилось для предприятий Республики Беларусь) также должны быть представлены одним типорядом проходных печей для отжига модифицированного чугуна в защитной атмосфере (к примеру, азота) и одним типорядом термических пламенных проходных печей для термоулучшения стального литья (закально-отпускные агрегаты: закалочная печь – закалочный бак – печь отпуска).

Типоряд по производительности пламенных печей для отжига чугуна должен включать проходные печи трех типоразмеров: 5; 15 и 30 т/ч.

Типоряд печей (по производительности) пламенных проходных для термоулучшения стального литья (закально-отпускные агрегаты) одного типоразмера: 1,0–1,2 т/ч.

**Механосборочное производство** (цехи сборочные, механические и др.). Здесь преобладает термическая обработка. В основном это закалка и отпуск, а также цементация (химико-термическая обработка). Для реализации операций термической обработки необходимо иметь:

- закально-отпускной (пламенный) проходной агрегат производительностью 1,0–1,2 т/ч (один типоразмер);
- цементационно-закально-отпускной агрегат (контролируемая атмосфера), пламенный, производительностью 2,0 т/ч (всего один типоразмер в типоряду).

Как и в случае заготовительного производства, здесь не следует разрабатывать другие нагревательные устройства ни по типорядам, ни по типоразмерам в типорядах.

Рассмотрим подробнее модернизацию газопечного хозяйства. Модернизация должна обеспечить КПД печей заготовительного и механосборочного производств на уровне 35–37 %. Сегодня парк печей имеет КПД 5–15 %, т. е. модернизацию нужно организовать в направлении возрастания КПД вдвое, а в отдельных случаях – втрое. Как мы уже заметили, такая возможность имеется и ее реализация вполне реальна.

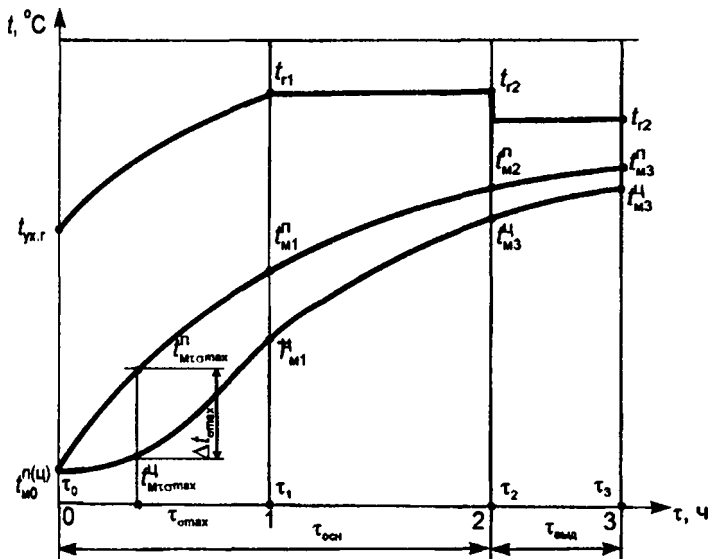
Модернизация состоит в основном в создании парка печей проходных (методических и полуметодических) заготовительного и механосборочного производств, обладающих КПД не менее 35–37 % и удовлетворяющих требованиям существующих заводских теплотехнологий, а также с учетом возможности инновационных технологических процессов на ближайшие 15–20 лет (автоматизация загрузки и выгрузки, перемещения садки в пределах рабочего пространства, внедрение новых схем автоматического (ручного) регулирования тепловой нагрузки зон рабочего пространства, внедрение хорошо управляемых горелочных устройств и др.).

На основном этапе модернизации работы должны быть направлены на разработку и систематизацию рациональных режимов и температурных графиков основных (практически всех) тепловых процессов в многозонном нагревательном устройстве, а также на создание надежных схем регулирования процесса, что позволяет максимально приблизить реальный процесс нагрева к разрабатываемому температурному графику и обеспечить экономичный, гарантированный режим нагрева с заданным технологическим качеством поковки и продукта термообработки (рис. 2).

На рис. 2, б представлен фактический температурный график нагрева, максимально приближенный к теоретическому.

**Влияние регенеративного теплоиспользования.** На рис. 3 показана зависимость экономического эффекта  $\mathcal{E}\%$  от  $t_{г.ух}$  и  $t_{в.о}$ . В отличие от качества горения топлива такое влияние более ощутимо и оценивается в 5–15 % при наличии надежного, хорошо зарекомендовавшего себя рекуператора.

a



б

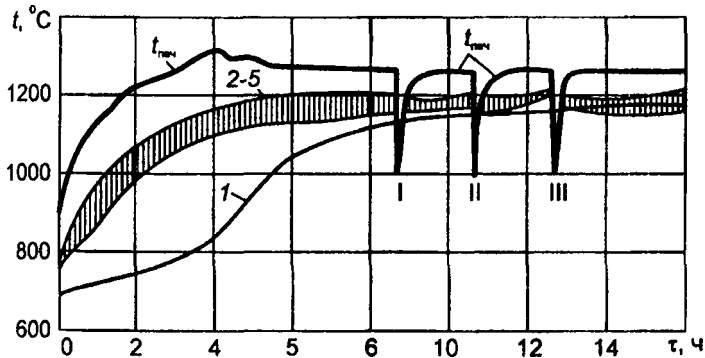


Рис. 2. График нагрева в печи слитка стали 5ХГСВФА: 1 – температура в центре слитка; 2–5 – температура на поверхности слитка; а – теоретический график нагрева; б – действительный график нагрева слитка во временных зонах камерной печи

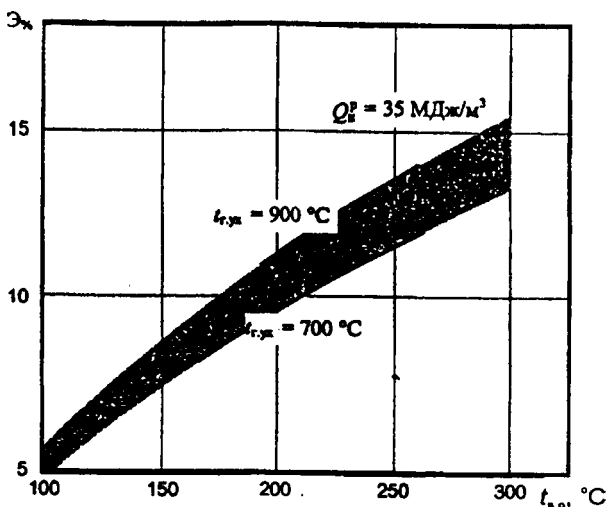


Рис. 3. Графики зависимости  $\mathcal{E}_{\%} = f(t_{г.ух}; t_{в.о})$

Графики (рис. 3) построены для природного газа ( $Q_{н}^p = 35 \text{ МДж/м}^3$ ) и рассчитаны по формуле

$$\mathcal{E}_{\%} = \frac{i_{в.о}}{i_m + i_{в.о} - i_{г.ух}} \cdot 100 \%$$

При оснащении печей устройством для регенеративного теплоиспользования целесообразно отказаться от петлевого трубчатого рекуператора, который по ряду объективных причин в ближайшие годы не может быть внедрен на промышленных предприятиях Республики Беларусь.

Следует создать чугунный рекуператор из игольчатых унифицированных элементов, модифицированных кремнием и хромом (никелем). Элемент должен изготавливаться непосредственно литьем чугуна в заводскую литейную форму с механической доработкой по месту. Необходимы унифицированные типоряды «М-I» или «М-II» (без наружного оребрения). Типоряд должен быть выполнен по производительности печи: 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5; 4,0 (5; 10) т/ч и



по температуре: 100; 150; 200 и 250 °С (возможны типоразмеры, соответствующие температуре подогрева воздуха-окислителя до 300 °С). Рекуператор должен иметь два модуля «М-I» и «М-II», быть взаимозаменяемым и применим для любой нагревательной либо термической печи.

Внедрение рекуперативного (не утилизационного) теплоиспользования – это мощный рычаг для повышения КПД печи. Эффект от подогрева воздуха-окислителя складывается из  $\Delta\%$  (рис. 3) и топливного эквивалента подогрева  $\Delta_{\text{под}}$

$$\Delta B = B \Delta\% \Delta_{\text{под}} = B \Delta\% \frac{1}{\eta_{\text{и.т}}}$$

Это обеспечивает 10–12 % снижения удельного расхода топлива на нагрев (термообработку) против 0,1–0,5 % от модернизации горелочных устройств.

**Влияние теплопотерь через ограждающую конструкцию (футеровочный и теплоизоляционный слой).** На данный момент разработаны и серийно изготавливаются в Украине и Российской Федерации принципиально новые материалы для кладки печей. У таких материалов коэффициент теплопроводности вдвое, а в подавляющих случаях на порядок ниже существующего у применяемых сегодня в Республике Беларусь материалов [1–4]. Это свидетельствует о том, что, применяя такие футеровочные (к примеру, карбидкремниевые и теплоизоляционные (легковесные волокнистые) материалы, можно повысить КПД еще на 10 %.

**Влияние внешнего (утилизационного) теплоиспользования.** Утилизационное использование теплоты не может повысить технологический КПД печи, однако положительный эффект от утилизационного теплоиспользования в полной мере скажется на энергетическом КПД  $\eta_{\text{эн}}$  системы «печь – рекуператор – утилизатор». При чем  $\eta_{\text{эн}} > \eta_{\text{техн}}$  на величину дополнительного энергоносителя,работанного в устройстве для внешнего теплоиспользования  $Q_{\text{доп.техн.пр}}$ :

$$\eta_{\text{эн}} = \frac{Q_1 + Q_{\text{доп.техн.пр}}}{(B - \Delta B) Q_{\text{н}}^{\text{р}}} \cdot 100 \%$$

Но, к сожалению, внедрение комбинированного (регенеративного и утилизационного) теплоиспользования связано с определенными сложностями. Правда, имеются отдельные теплотехнологии термической обработки (закально-отпускной агрегат, термооблучение стального литья), где отпускная печь может работать на тепловых отходах закалочной печи (рис. 4).

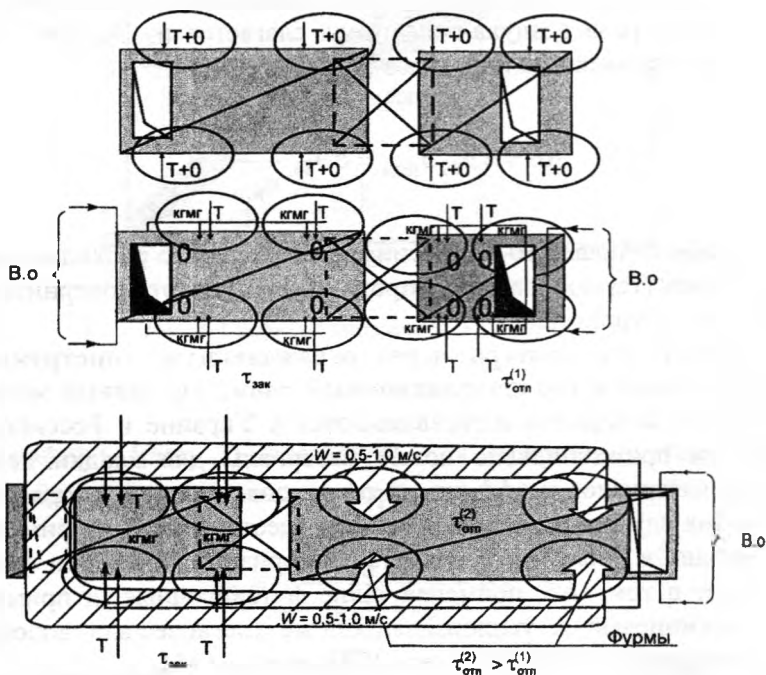


Рис. 4. Возможные схемы теплоиспользования тепловых отходов закально-отпускного агрегата (термооблучение) стального литья: а – без использования тепловых отходов ( $\eta = 5-10\%$ ); б – с регенеративным теплоиспользованием ( $\eta = 35-37\%$ ); в – с комбинированным теплоиспользованием ( $\eta = 35-37\%$ ;  $\eta_{заж} = 60\%$ )

Модернизация печного хозяйства промышленных предприятий Республики Беларусь – длительный и очень серьезный процесс, в котором звенья всех работ должны быть воссоединены в единую логическую и последовательную цепь.

В связи с особенностями современной энергетики «энергосбережение» (снижение удельной нормы расхода условного топлива) приобретает статус основной энергетической проблемы современности.

Основные пути ее решения известны:

- 1) повышение КПД (снижение удельных расходов энергоресурсов) установок как потребляющих, так и генерирующих;
- 2) использование вторичных энергоресурсов (ВЭР);
- 3) наведение должного порядка в использовании энергоресурсов;
- 4) реструктуризация промышленности;
- 5) использование рациональных технологий;
- 6) рациональное построение теплоэнергетической системы промышленного предприятия (ТЭСШ).

Возможности первых двух направлений во многом реализованы, поскольку именно они традиционно были в области ведения энерготехнологов, а потому достаточно изучены и в определенном смысле представляют меньший интерес. Для них, как правило, характерна традиционная методическая основа решения проблемы энергосбережения, отличающаяся дискретностью энергетического анализа в рамках отдельных агрегатов и частных мероприятий. И повышение энергетического КПД, и увеличение степени утилизации ВЭР требуют меньшей популяризации. В отношении КПД отдельно взятых агрегатов следует отметить, что для многих из них и, прежде всего энергетических, достигнуты значения, близкие к практически достижимым. Утилизация ВЭР в своей реализации наталкивается на проблемы временных дисбалансов потребления и генерации, аккумуляции, очистки энергоносителей, обратной пропорциональности стоимости использования энергоресурса и его температурного уровня.

Третий путь характеризуется значительно большей актуальностью. Исторически сложились такие отношения, когда энергия, являясь одним из важнейших ресурсов, до последнего времени, к сожалению, таковым не считалась, а потому ее использованию не уделялось должного внимания. Сегодня произошло признание энергии дорогостоящим ресурсом, и в этой связи заметно изменение в энергоиспользовании. Вместе с тем еще требуется время для

достижения понимания, в первую очередь руководящим звеном, что для действительно эффективного использования этого дорогостоящего ресурса необходима кропотливая управленческая работа. Осознание важности этой работы является первым шагом на пути экономии топлива на предприятии. Осложняется ситуация и тем обстоятельством, что подходы к энергетическому управлению могут быть различными. Выбор зависит от сочетания многих факторов, прежде всего, индивидуального состояния предприятия и достигнутого уровня энергетического управления на нем. Обязательными являются достижение и сохранение контроля над энергопотреблением и инвестирование мероприятий по изменению энергопотребления.

В соответствии с возможностями предприятия необходимо ранжировать предполагаемые мероприятия с учетом их эффективности и стоимости. Новые, непрерывно появляющиеся технологии энергообеспечения производственных процессов будут требовать дополнительных вложений денежных средств. В этой связи необходимы шаги по созданию информационной системы энергетического управления, обеспечивающей оперативную, всеобъемлющую информацию для всех звеньев, которым она необходима. Требуется постоянная поддержка руководства мер по привлечению квалифицированного энергетического персонала, соответствующего финансирования работ, динамического отслеживания ситуации, в том числе и в вопросах новых технологий энергообеспечения материального производства. В этой ситуации целесообразность энергетического управления становится очевидной. Вопросы энергетического управления включают:

- отслеживание текущего состояния энергетического управления;
- энергетическую политику, состоящую в создании официальной заинтересованности в энергетическом управлении на предприятии;
- организационные вопросы по неформальному внедрению во все управленческие структуры предприятия энергетического аспекта;
- развитие мотивации, стимулирующей энергосбережение у потребителей энергии и создающей эффективные взаимоотношения с ними;

- создание действенной информационной системы;
- пропаганду и рекламу энергетического управления на всех этапах технологического цикла;
- выбор проектов и обоснование вложений в изменение эффективности энергоиспользования;
- возможные варианты финансирования мероприятий.

Очевидно, что на всех стадиях необходимо ответственное лицо – энергетический управляющий. Задачи и обязанности его на первоначальном этапе следующие:

- формулирование и выполнение энергетической политики;
- сбор и анализ информации об энергопотреблении и выбросах в окружающую среду;
- регулярное информирование руководства и всех лиц, ответственных за энергопотребление, о текущей ситуации;
- контроль выгодности приобретения энергоресурсов и их расходования;
- информация о проблемах энергетики для всего предприятия;
- внедрение эффективной эксплуатационной практики, разработка и отслеживание соответствующих административно-хозяйственных мероприятий;
- распространение опыта энергосбережения;
- выявление и экономическое обоснование мероприятий по повышению энергоэффективности;
- разработка инвестиционной программы по снижению энергопотребления и загрязнения окружающей среды;
- введение и сопровождение процедур оценки экономической эффективности мероприятий энергетического управления.

Переходя к оценке четвертого пути, нельзя не согласиться с тем, что при всей заманчивости реструктуризация промышленности с целью ее переориентации на выпуск продукции, не связанной с большими затратами энергоресурсов, весьма проблематична. Трудности связаны, прежде всего, с необходимостью изменения сложившейся системы на международном рынке распределения выпуска и потребления продукции.

Разработка малозатратных в энергетическом плане технологий не относится к компетенции специалистов в области промышлен-

ной теплоэнергетики, но именно при его реализации крайне важно участие названных специалистов. Это вытекает из анализа временной структуры причин рассеяния энергии в технической системе. Для нее характерны три составляющие. Первая и меньшая связаны со стадией эксплуатации, на которую приходится 2–10 % возможностей снижения потерь. Оставшиеся 8–10 % распределяются примерно поровну между двумя другими стадиями: созданием идеологии ТЭСП, когда закладывается концепция энергообеспечения выбранного технологического процесса предприятия, и непосредственно проектированием и строительством.

Для более полного понимания ситуации энергетику страны можно представить следующим образом (рис. 5) [5].

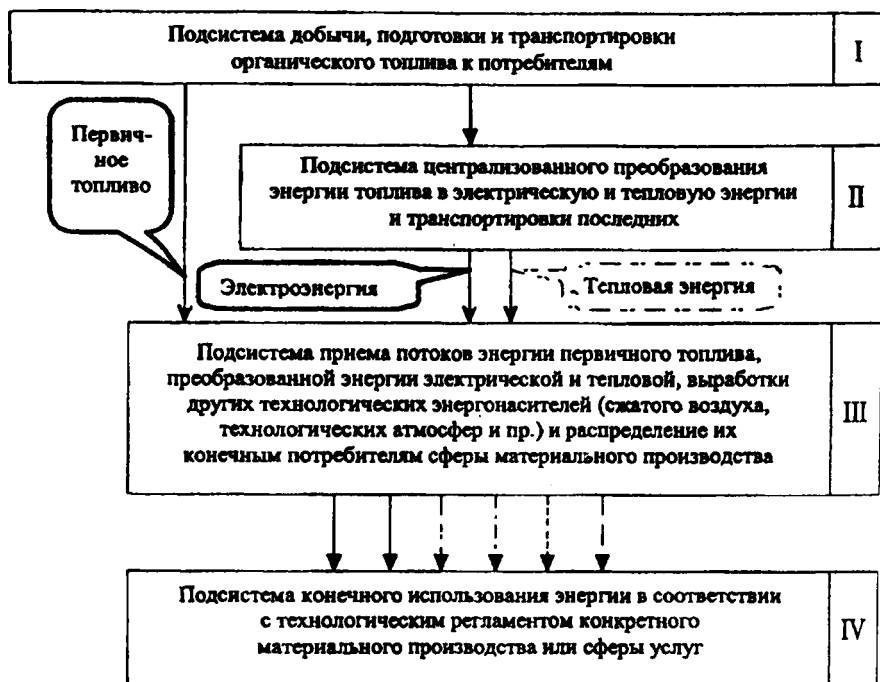


Рис. 5. Принципиальная структурная схема энергетики материального производства

На первых трех составляющих ее подсистем привлекаются к работе специалисты-энергетики. В частности, к третьей подсистеме относится служба главного энергетика промышленного предприятия. Для этих подсистем в совокупности коэффициент преобразования энергии не опускается ниже 25 %. Четвертая подсистема в большинстве случаев – теплотехнологическая, что вытекает из структуры энергопотребления промышленного производства. Коэффициент использования первичной энергии здесь крайне редко превышает 5–10 %, опускаясь в ряде случаев ниже 2 %. Традиционный подход к энергообеспечению теплотехнологических процессов отличается дискретностью энергетического анализа в узких границах отдельных теплотехнологических агрегатов и в рамках частных мероприятий, что абсолютно недостаточно для достижения уровня эффективного использования энергии. Предпосылкой радикального сдвига в изменении ситуации с энергообеспечением теплотехнологии в системах преобразования вещества является внедрение методологии системного подхода к обеспечению теплотехнологических производств и комплексного проведения соответствующих мероприятий, не относящихся напрямую к теплотехнологическому оборудованию (например, разработка генерального плана завода, обеспечивающая минимальное перемещение сырья, обустройство складов, транспортеров в плане блокирования путей увлажнения последнего и т. д.). Крупномасштабное энергосбережение возможно лишь в рамках отраслевого технологического комплекса на основе рационального построения его структуры.

Общезвестно, что оптимизацию сложных комплексов, к которым относятся и ТЭСПП, по любой целевой функции можно вести только на основе системного подхода. В сугубо энергетическом аспекте для этого следует:

- использовать иерархический принцип создания ТЭСПП, когда собственные энергогенерирующие мощности, отделенные непосредственно от технологического процесса, вводятся в ее структуру лишь для покрытия дисбалансов;
- применять компоновку оборудования, позволяющую реструктурировать ТЭСПП после эксплуатации объекта в течение определенного отрезка времени, необходимого для мониторинга системы и индивидуальной оптимальной доработки состава подсистем, из

чего вытекает необходимость многоэтапного финансирования создания объекта.

При построении ТЭСПП следует ориентироваться на блокирование путей потерь эксергии на всех стадиях протекания теплотехнологических процессов, прежде всего интеграцией взаимодополняющих теплотехнологий с большими внутренними потерями эксергии у одной на горячем, у другой – с большими внешними потерями эксергии на холодном торцах технологического процесса.

Сегодня очевидно, что энергетически рациональное построение теплотехнологической системы предприятия, в первую очередь, учитывает требования второго закона термодинамики. Как отмечалось, блокирование путей внутренних потерь эксергии, которые не могут быть определены из баланса энергии, и составляет основу эффективного энергообеспечения теплотехнологического процесса. Общий анализ систем, отличающихся энергетической рациональностью, показывает, что в наборе оборудования, образующего их структуру наряду с теплотехнологическими агрегатами, характерными для данной технологии, дополнительно появляются устройства с общими функциями, не зависящими от специфики технологий. Введение таких дополнительных подсистем в структуру теплотехнологической системы предприятия обеспечивает рациональность ее построения и повышает эффективность энергоиспользования.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Ладыгичев, М. Г.* Огнеупоры для нагревательных и термических печей: справ. – 2-е изд., доп. / М. Г. Ладыгичев, В. Л. Гусовский, И. Д. Кашеев. – М.: Теплотехник, 2004. – 256 с.
2. *Кашеев, И. Д.* Свойства и применение огнеупоров: справ. / И. Д. Кашеев. – М.: Теплотехник, 2004. – 352 с.
3. *Пивинский, Ю. Е.* Неформованные огнеупоры: справ.: в 2 т. – Т. 1. Кн. 1: Общие вопросы технологии / Ю. Е. Пивинский. – 2-е изд. – М.: Теплотехник, 2004. – 448 с.
4. Неформованные огнеупоры: справ.: в 2 т. – Т. 2 / под ред. И. Д. Кашеева. – 2-е изд. – М.: Теплотехник, 2004. – 400 с.
5. Техническая термодинамика: учеб.: в 2 ч. – Ч. 1 / Б. М. Хрусталеv [и др.]. – Минск: УП «Технопринт», 2004. – 487 с.



**В. М. КОНСТАНТИНОВ**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**П. С. ГУРЧЕНКО**, д-р техн. наук (РУП «МАЗ»),  
**В. А. СТЕФАНОВИЧ**, канд. техн. наук,  
**Т. Н. СТРИЖЕВСКАЯ** (БНТУ)

## **К ПРОБЛЕМЕ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Проблема снижения энергоемкости продукции в металлургии и машиностроении и повышения качества термической обработки сталей в современных условиях – чрезвычайно актуальна [1, 2]. В машиностроении и металлургии важнейшим фактором, оказывающим влияние на качество и долговечность деталей, является их термическая обработка, при этом в структуре себестоимости многих изделий машиностроения термообработка занимает существенное место. Парк используемого термического оборудования морально и физически устарел: в эксплуатации находятся электропечи, ресурс которых давно выработан, а многие из них технически несовершенны: имеют устаревшие теплоизоляционные материалы, технически отсталые системы управления нагревом и температурой в рабочем пространстве. Все это сказывается на энергоэффективности термических производств машиностроительных предприятий. Большая часть оборудования не обеспечивает ни уровня, ни стабильности качества изделий, так как находится на грани полного износа, что приводит к большим издержкам на его ремонт и содержание. В то же время известно, что точность регулирования температуры и ее распределения по рабочему пространству печи, поддержания заданного химического состава и циркуляции печной атмосферы, скорость перемещения деталей, температурно-временные параметры нагрева определяют качество упрочняемых деталей.

В настоящей работе выполнено обследование топливной двухзонной толкательной термической газовой печи РУП «БМЗ». Результаты обследований показали, что печь эксплуатируется более 40 лет, теплоизоляция печи находится в неудовлетворительном состоянии. Так, исследование температурных полей кожуха печи показало, что температура дверки выгрузки печи в разных точках ко-

леблется от 280 до 350 °С; зоны расположения горелок имеют температуру +(200–280) °С; боковые стенки +(120–180) °С; свод +(120–250) °С, что свидетельствует о высоких теплотерях (рис. 1).

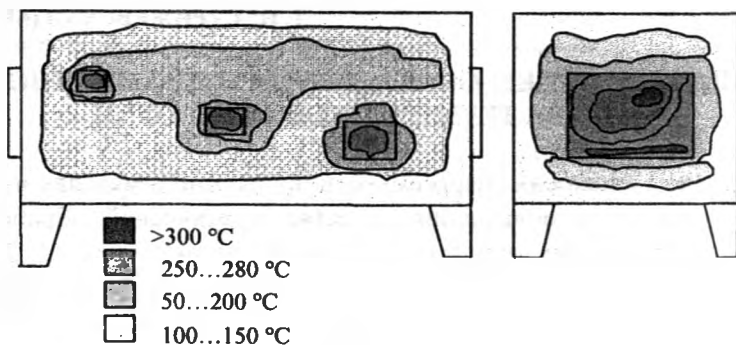


Рис. 1. Распределение температуры по кожуху печи

Высокие значения температуры кожуха заслонки разгрузки вызывают на неудовлетворительную теплоизоляцию и, как следствие, образование «холодной» зоны в рабочем пространстве у окна выгрузки. Детали из стали 45, перемещаясь на поддонах с темпом толкания 20 мин в первой зоне, нагреваются до температуры закалки 840–850 °С, в начале второй зоны – до 900 °С и возможно выше, что вызывает рост зерна аустенита до второго-третьего балла. Попадал в холодную зону у окна выгрузки, изделия охлаждаются до температуры неполной закалки стали 45 (~760–780 °С), что приводит к выделению феррита по границам крупных зерен аустенита. Фактическое распределение температуры по зонам рабочего пространства печи показано на схеме (рис. 2).

Выполнен анализ качества термической обработки некоторых деталей из среднеуглеродистых сталей в условиях агрегатов, функционирующих на Минском автомобильном заводе. Анализ структуры термообработанных деталей из стали 45 показал следующее:

- структура до термической обработки имеет феррито-перлитную смесь с баллом зерна 7–8; (рис. 3, а);
- периодически после термической обработки структура деталей представляет собой сорбит, окаймленный ферритом с баллом зерна 2–3 (рис. 3, в).

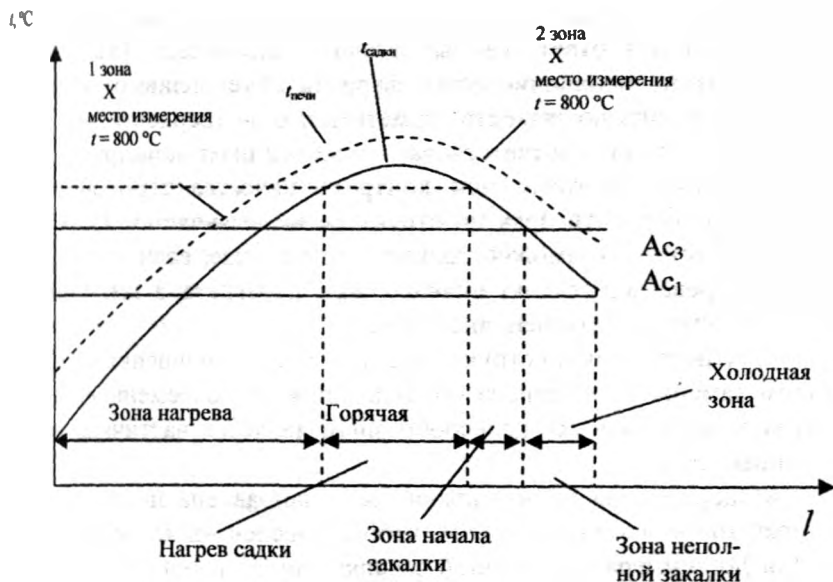


Рис. 2. Схема распределения температуры по длине рабочего пространства печи и садке, приводящая к браку

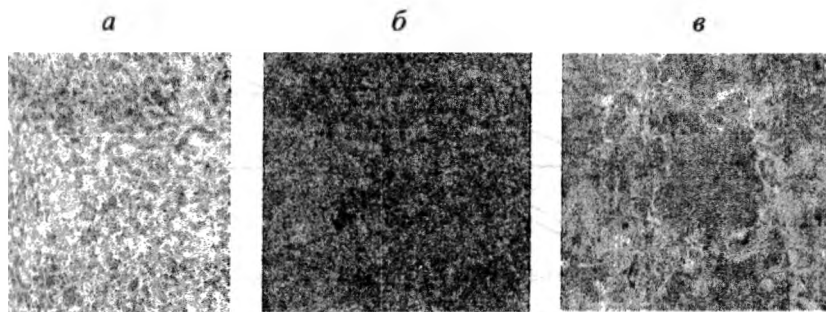


Рис. 3. Микроструктура детали из стали 45 ( $\times 400$ ): а – исходная в состоянии поставки; б – эталонная структура после улучшения (закалка с температурой выше  $A_{c3}$  на 30–50 °С в масло + высокий отпуск в воду); в – перегрев и неполная закалка

Структура после термической обработки (рис. 3, в) является недопустимой для ответственных деталей автомобиля [3], так как крупное зерно и наличие сетки феррита обуславливают высокую хрупкость и низкую вязкость. Отметим, что по твердости указанная структура может соответствовать требованиям конструкторской документации. Поэтому при контроле качества термообработки только по твердости брак по структуре не выявляется. Получение такой структуры возможно только в том случае, если сталь в процессе нагрева под закалку вначале была перегрета, а затем подстужена до температуры неполной закалки.

Устранить брак по структуре стали после улучшения возможно путем замены устаревшего оборудования на современное. В ряде случаев экономически целесообразным является частичная модернизация печи.

Модернизация печи должна быть направлена на ликвидацию «горячей» и «холодной» зон, чтобы обеспечить плавный нагрев садки до температуры полной закалки стали и получение требуемой структуры сорбита отпуска (рис. 3, б) без включений феррита (рис. 4).

Распределение температуры по длине печи и в садке должно соответствовать графику, приведенному на рис. 4.

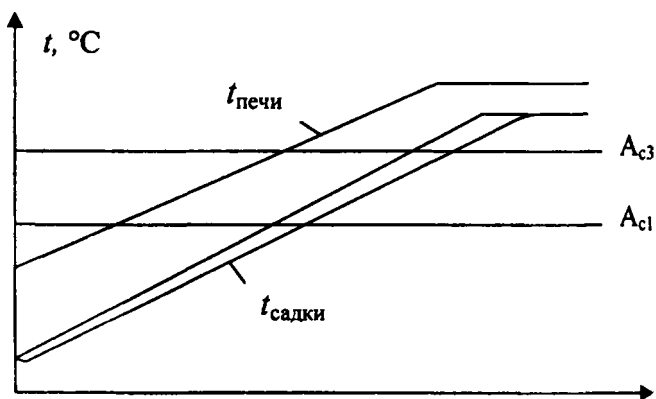


Рис. 4. Схема оптимального распределения температуры по рабочему пространству печи и садке

Модернизация печи предполагает применение современных огнеупорных и теплоизоляционных материалов, выполнение местной теплоизоляции горячих зон кожуха (например, места подвода термомпар, расположения горелок). Обязательным является замена газопоролочной системы печи и установка или модернизация имеющейся системы рекуперации теплоты. Далее следует оптимизация температурно-временных параметров термообработки.

Для определения эффективности модернизации анализируемой печи был выполнен теплотехнический расчет тепловой работы печи. Данные по теплотехническому расчету приведены в табл. 1, 2.

Таблица 1. Тепловой баланс толкательной газовой печи

Статьи	Приход теплоты, кВт		Статьи	Расход теплоты, кВт	
	Базовый вариант	Проектный вариант		Базовый вариант	Проектный вариант
Сжигание газа	443	238	Нагрев металла	~70	~70
Подогрев воздуха, 400 °С	–	33	Нагрев тары	~29	~29
			Потери через кладку	~117	~48
			Потери излучением	~1	~1
			Теплота, уносимая дымовыми газами	218	118
			Неучтенные потери	8	5
Итого	443	271		443	271

Таблица 2. Теплотехнические показатели толкательной топливной печи

Показатель	Базовый вариант	Проектный вариант
Расход энергии на нагрев 1 кг детали, кДж	3700	1983
Расход газа, м <sup>3</sup> /с	0,021	0,0114
КПД, %	15	29

Как видно из таблиц, тепловая модернизация печи позволит сократить количество энергии на нагрев одной детали и расход газа не менее чем на 80 %, увеличить КПД в 1,8 раза при очевидном повышении качества термообработки деталей.

## Выводы

1. Неудовлетворительное состояние парка термического оборудования приводит не только к неоправданному расходу энергоресурсов, но и к низкому качеству термической обработки деталей и появлению брака. Контроль качества термообработки только по твердости не обеспечивает полной достоверности определения физико-механических свойств упрочняемых изделий, их надежности и долговечности при эксплуатации. Использование эталонных шкал структуры и контролирование параметров структуры по данным шкалам позволяет выявить нарушение теплового режима нагревательного оборудования и брака по микроструктуре.

2. Периодическое обследование термических печей с занесением данных в паспорт эксплуатации оборудования позволяет на начальных стадиях определить проблемные места печей и оперативно начать работы по сохранению оптимального теплового режима и энергосбережению.

3. Наряду с установкой современного термического оборудования экономически оправданной является модернизация термических печей. Глубина модернизации может быть различной, соизмеримой с возможностями предприятия. Модернизация печей с использованием современных огнеупорных и теплоизоляционных материалов, топливосжигающих устройств позволит сократить потребление топлива более чем в 1,8 раза, сократить количество брака при термической обработке и повысить качество упрочняемых деталей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Сравнительный анализ конструкций и работы современных нагревательных печей, применяемых для нагрева цилиндрических заготовок в трубопрокатном производстве / В. И. Тимошпольский [и др.] // *Металлургия: сб. науч. тр.* – 2007. – Вып. 30. – 2007. – С. 3–15.

2. *Тимошпольский, В. И.* Концепция реконструкции и модернизации парка нагревательных печей металлургических и машиностроительных предприятий Республики Беларусь / В. И. Тимошпольский, М. Л. Герман // *Литье и металлургия.* – 2007. – № 2. – С. 21–28.

3. *Термическая обработка в машиностроении: справ.* / под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштата. – М.: Машиностроение, 1980. – 784 с.

УДК 621.74:669.715

В. Ю. СТЕЦЕНКО, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Наиболее сильным модифицирующим элементом первичных кристаллов кремния заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов является фосфор. Для измельчения зерен (дендритов)  $\alpha$ -фазы (Al) и  $\beta$ -фазы (Si) доэвтектических и эвтектических силуминов в основном применяют Ti, Zr, B, Na, Sr, Sb [1–3]. При их взаимодействии с алюминиево-кремниевым расплавом образуются следующие возможные тугоплавкие соединения с известными параметрами кристаллических решеток, которые необходимо сравнить с аналогичными для Al и Si (табл. 1).

*Таблица 1. Параметры кристаллических решеток тугоплавких соединений [1, 2]*

Фаза	Элементарная ячейка	Тип структуры	Пространственная группа	Параметры ячейки, нм		
				<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
1	2	3	4	5	6	7
Si	Кубическая	Алмаз	<i>Fd3m</i>	0,543	–	–
Al	Кубическая	Cu	<i>Fm3m</i>	0,405	–	–
TiAl <sub>3</sub>	Тетрагональная	TiAl <sub>3</sub>	<i>I4/mmm</i>	0,384	–	0,858
ZrAl <sub>3</sub>	Тетрагональная	ZrAl <sub>3</sub>	<i>I4/mmm</i>	0,401	–	1,729
AlB <sub>2</sub>	Гексагональная	AlB <sub>2</sub>	<i>P6/mmm</i>	0,300	–	0,325
TiB <sub>2</sub>	Гексагональная	AlB <sub>2</sub>	<i>P6/mmm</i>	0,302	–	0,322
ZrB <sub>2</sub>	Гексагональная	–	–	0,315	–	0,353
AlSb	Кубическая	ZnS	<i>F43m</i>	0,610	–	–
TiSi <sub>2</sub>	Ромбическая	TiSi <sub>2</sub>	<i>Fddd</i>	0,825	0,478	0,854

1	2	3	4	5	6	7
ZrSi <sub>2</sub>	Ромбическая	ZrSi <sub>2</sub>	<i>Cmcm</i>	0,372	1,476	0,362
NaSi <sub>2</sub>	Тетрагональная	—	—	0,498	—	1,670
NaAlSi <sub>4</sub>	Кубическая	—	<i>P2<sub>1</sub>3</i>	0,738	—	—
SrSi <sub>2</sub>	Кубическая	SrSi <sub>2</sub>	<i>P4<sub>1</sub>32</i>	0,654	—	—
SrAl <sub>4</sub>	Тетрагональная	BaAl <sub>4</sub>	<i>I4/mmm</i>	0,446	—	1,107
B <sub>3</sub> Si	Тетрагональная	—	—	0,446	—	1,107
AlP	Кубическая	ZnS	<i>F<math>\bar{4}3m</math></i>	0,542	—	—

Из анализа данных таблицы следует, что ни одно из тугоплавких соединений Ti, Zr, B, Na, Sr, Sb и P с алюминием и кремнием по параметрам кристаллических решеток не соответствует принципу структурного и размерного соответствия Данкова-Конобеевского по отношению к аналогичным параметрам  $\alpha$ -фазы и  $\beta$ -фазы алюминийво-кремниевых сплавов. Поэтому данные модифицирующие элементы не могут быть зародышами при затвердевании доэвтектических, эвтектических и заэвтектических силуминов. Ti, Zr, B, Na, Sr образуют с кремнием тугоплавкие соединения, которые могут блокировать рост зародышей  $\beta$ -фазы. Тогда в соответствии с классической теорией модифицирования это должно приводить к измельчению кремния. Именно эти доводы приводят для объяснения измельчения эвтектики в силуминах. В свете общепринятых представлений о процессах модифицирования неясно, почему Ti, Zr, B, Na, Sr измельчают только эвтектический кремний, а на первичный оказывают слабое влияние. С позиции классической теории модифицирования неясны принципы действия таких активных модификаторов заэвтектического силумина, как сера, селен, мышьяк и бериллий, поскольку эти элементы не образуют с кремнием высокотемпературных соединений [3]. Поэтому механизмы действия модификаторов силуминов в настоящее время являются спорными.

Методом термодинамического анализа было установлено, что центрами гетерогенного зародышеобразования при затвердевании металлов являются их собственные нанокристаллы, состоящие из



более мелких нанокристаллов, которые относительно длительное время стабильно могут существовать в расплаве выше температуры ликвидуса [4]. Поэтому эффективность модифицирования заэвтектических силуминов следует рассматривать с точки зрения взаимодействия модификаторов с элементом, который наиболее активно адсорбируется на нанокристаллах кремния. Из всех присутствующих в жидком силумине элементов наиболее активным ПАЭ по отношению к межфазной границе «кристалл кремния – расплав» является кислород [5, 6]. К сожалению, в литературе не достаточно сведений о термодинамике его растворимости в алюминиевых расплавах. Отмечается, что реальное содержание кислорода в алюминиевых сплавах может составлять  $(2,5-5) \cdot 10^{-3} \%$  [7]. Кислород и водород могут попадать в расплав силумина по следующей реакции:



Затем они диффундируют в жидкий металл. При достижении последним определенной (равновесной) концентрации  $[\text{O}]_p$  происходит следующая реакция:



При  $[\text{O}] < [\text{O}]_p$  кислород находится в растворе.

Установлено, что при 700 °С увеличение в жидком алюминии концентрации кремния с 1 до 11 % приводит к возрастанию в расплаве содержания  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с 0,0012 до 0,023 %. При этом концентрация водорода повышается с 1,2 до 1,48  $\text{см}^3/100 \text{ г}$  [8]. Отсюда следует, что кремний в жидком силумине в основном увеличивает в нем содержание кислорода, особенно в сплавах эвтектического и заэвтектического состава. В них часть кремния находится в виде ультрадисперсных, коллоидных частиц (наночастиц) [9]. Они легко адсорбируют атомарный кислород, сдвигая равновесие реакции (2) вправо. Следует полагать, что основное поступление в расплав атомарного кислорода происходит по следующей реакции:



Уравнение (1) определяет в расплаве концентрацию водорода, уравнения (2) и (3) – содержания  $Al_2O_3$  и кислорода. В жидком заэвтектическом алюминиево-кремниевом сплаве находится повышенное количество наночастиц кремния, поэтому концентрация адсорбированного кислорода относительно велика. Блокируя наночастицы кремния, при затвердевании расплава атомарный кислород препятствует их коагуляции и образованию зародышей кристаллов (дендритов) первичного кремния. Это уменьшает их количество и приводит к получению в отливке заэвтектического силумина крупной кристаллической структуры. Для ее измельчения необходимо разблокировать в расплаве от адсорбированного кислорода наночастицы кремния. Это повысит количество центров кристаллизации и диспергирует кристаллы первичного кремния. Чтобы этот механизм модифицирования работал, необходим модификатор, который позволил бы эффективно связывать и удалять с поверхности наночастиц кремния адсорбированный кислород по реакции



где  $[O]_{\text{адс}}$  – адсорбированный кислород;  $M$  – модификатор,  $MO$  – оксид модификатора.

Константа равновесия  $K_p$  реакции (4) определяется следующим уравнением:

$$K_p = \frac{a_{MO}}{[O]_{\text{адс}} a_M}, \quad (5)$$

где  $a_M$  и  $a_{MO}$  – термодинамические активности модификатора и его оксида в расплаве силумина.

Исходя из вышеизложенного механизма модифицирования первичного кремния и уравнений реакции (4) и (5), можно сформулировать следующие требования к эффективному модификатору заэвтектического силумина.

1. Модификатор при температурах модифицирования и затвердевания расплава не должен образовывать соединений с кремнием.

2. Оксид модификатора должен легко удаляться от межфазной границы нанокристаллов кремния.

3. Модификатор должен иметь относительно высокое химическое сродство к кислороду.

4. Оксид модификатора должен иметь максимальную термодинамическую активность в расплаве.

5. Модификатор должен хорошо растворяться в жидком силумине.

6. Модификатор должен препятствовать насыщению кислородом жидкого металла до его полного затвердевания.

Фосфор с кремнием не образует никаких тугоплавких соединений [10]. Продуктами модифицирования силумина фосфорсодержащей лигатурой являются газообразные  $P_2O_5$  и  $P_4O_{10}$ , которые легко удаляются от межфазной границы нанокристаллов кремния. Стандартные свободные энергии образования ( $\Delta G^\circ$ )  $P_2O_5$  и  $P_4O_{10}$  при 1100 К составляют соответственно 1625 и 2017 кДж/моль [5, 6]. Оксиды фосфора не растворяются в расплаве силумина, поэтому имеют в нем максимальную термодинамическую активность. Поскольку из всех известных оксидов  $P_4O_{10}$  имеет минимальное значение  $\Delta G^\circ$ , то фосфор является самым активным раскислителем силуминов [5, 6]. Но он слабо растворим в жидком алюминии, поэтому имеет в нем относительно большую термодинамическую активность [11]. Для повышения растворимости фосфора его вводят в расплав в виде соединения  $Cu_3P$ . Фосфористая медь способствует более длительному сохранению фосфора в жидком металле, что препятствует его насыщению кислородом. Таким образом,  $Cu_3P$  наиболее полно удовлетворяет всем основным требованиям, предъявляемым к эффективному модификатору заэвтектического алюминиево-кремниевого сплава. Аналогично фосфору действует мышьяк, но он является менее эффективным раскислителем силумина, поскольку  $\Delta G^\circ As_2O_3$  при 1100 К составляет 780 кДж/моль [5].

Сера с кремнием не образует никаких тугоплавких соединений [10]. Продуктом модифицирования силумина серой является газообразный  $SO_2$ , который легко удаляется от межфазной границы нанокристаллов кремния.  $\Delta G^\circ SO_2$  при 1100 К составляет 567 кДж/моль [5]. Сернистый газ не растворяется в алюминиево-кремниевом сплаве, поэтому его термодинамическая активность максимальна. Сера хорошо растворима в жидком алюминии, поэто-

му ее термодинамическая активность в нем минимальна [11]. По этой же причине сера дольше сохраняется в расплаве силумина и препятствует его насыщению кислородом. Селен действует аналогично сере, но его раскисляющая способность немного меньше. Поэтому сера и селен, также как фосфор и мышьяк, являются эффективными модификаторами заэвтектического силумина. Это подтверждается экспериментально.

Бериллий с кремнием не образует никаких тугоплавких соединений [10]. Но продуктами модифицирования алюминий-кремниевых сплавов бериллием является тугоплавкий оксид  $\text{BeO}$  ( $\Delta G^\circ$  при 1100 К составляет 625 кДж/моль [5]).  $\text{BeO}$  нерастворим в расплаве силумина, поэтому его термодинамическая активность в нем максимальна. Бериллий хорошо растворим в жидком алюминии, поэтому его термодинамическая активность в нем минимальна. Вместе с тем бериллий единственный из элементов, который обладает уникальной способностью надежно защищать жидкий силумин от проникновения в него кислорода [7, 12], поэтому он является эффективным модификатором заэвтектического силумина.

Известно, что иттрий и церий оказывают модифицирующее воздействие на микроструктуру заэвтектических алюминий-кремниевых сплавов, но до значений концентраций 0,2 % Y и 0,1 % Ce. [13]. Иттрий и церий образуют с кремнием тугоплавкие соединения [10]. Все они имеют гексагональные, ромбические либо тетрагональные кристаллические решетки, которые по отношению к решетке кремния не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия [10]. С алюминием иттрий и церий также образуют тугоплавкие соединения. Все они, за исключением  $\text{YAl}_2$ ,  $\text{CeAl}$ ,  $\text{CeAl}_2$ , имеют гексагональные, ромбические либо тетрагональные кристаллические решетки [1]. У  $\text{YAl}_2$  решетка типа  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  с пространственной группой  $Fd\bar{3}m$  и параметром  $a = 0,784$  нм,  $\text{CeAl}$  имеет кристаллическую решетку типа  $\text{CsCl}$  с пространственной группой  $Pm\bar{3}m$  и параметром  $a = 0,386$  нм, у  $\text{CeAl}_2$  решетка типа  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  с пространственной группой  $Fd\bar{3}m$  и параметром  $a = 0,806$  нм [1]. Кремний, как известно, имеет кристаллическую решетку алмаза с пространственной группой  $Fd\bar{3}m$  и параметром  $a = 0,357$  нм (табл. 1). Из анализа этих данных следует, что ни силициды, ни алюминиды церия и иттрия не могут быть гетерогенны-

ми зародышами кристаллов (дендритов) первичного кремния при затвердевании заэвтектического силумина. Но поскольку Y и Ce взаимодействуют с кремнием, то в соответствии с классической теорией модифицирования они должны быть поверхностно-активными модификаторами, т. е. блокировать рост зародышей и повышать переохлаждение при кристаллизации первичного кремния. В действительности происходит все наоборот: до 0,2 % Y и 0,1 % Ce они уменьшают это переохлаждение на 5–12 % [13]. Данный процесс можно объяснить тем, что иттрий и церий действуют как раскислители, разблокируя наночастицы кремния от адсорбированного кислорода и облегчая их коагуляцию в центры кристаллизации (зародыши). В результате их количество повышается, что облегчает кристаллизацию кристаллов первичного кремния и снижает переохлаждение. Иттрий и церий обладают высоким сродством к кислороду.  $\Delta G^\circ$   $Y_2O_3$  и  $Ce_2O_3$  составляют соответственно 2016 и 1995 кДж/моль [5]. Иттрий и церий растворяются в жидком алюминии, что повышает эффективность раскислителя заэвтектического силумина. Но Y и Ce являются модификаторами заэвтектического силумина до концентрации 0,2 и 0,1 %. Это означает, что именно до них обеспечивается раскисление расплава. При  $[Y] > 0,2$  % и  $[Ce] > 0,1$  % они проявляют себя, как ПАЭ: диспергируют по эффекту Ребиндера скоагулированные центры кристаллизации и блокируют по адсорбционному механизму наночастицы кремния. В результате происходит перемодифицирование заэвтектического алюминиево-кремниевого сплава. Способность взаимодействовать с кремнием снижает эффективность модифицирования иттрием и церием. Аналогично им ведут себя более слабые модификаторы, такие как Mo, Nb, Co, Ni, поскольку  $\Delta G^\circ$  их оксидов больше, чем у РМЗ.

Чтобы понять сущность модифицирования эвтектических и доэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов, необходимо найти главный фактор, определяющий этот процесс. Известно, что при кристаллизации  $\alpha$ -фазы происходит газозэвтектическая реакция, связанная со значительным выделением водорода. Например, если в расплаве алюминия обычно содержится  $0,690 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода, то после затвердевания в растворе остается  $0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода [14]. Это означает, что при кристаллизации  $\alpha$ -фазы на ее межфазной границе будут непрерывно зарождаться, расти и удаляться пузырь-

ки водорода. Этот процесс тормозит и блокирует рост зародышей  $\alpha$ -фазы. Поэтому при затвердевании немодифицированного силумина их количество будет относительно невелико, а получаемая структура – крупнокристаллическая. Уменьшение концентрации растворенного водорода должно увеличить количество зародышей  $\alpha$ -фазы, что приведет к измельчению структуры алюминиево-кремниевое сплава. Установлено, что при обработке расплава АК9 электрическим током содержание водорода в жидком силумине уменьшается с 1,5 до 0,2 см<sup>3</sup>/100 г, что приводит к модифицированию структуры сплава [15]. Поэтому дегазация водорода в силумине оказывает существенную роль на процессы его кристаллизации. Известно, что Ti, Zr, Sr, B, Sb, Na при повышенных температурах являются наиболее сильными гидридообразующими элементами, имеющими самые низкие значения стандартных свободных энергий образования гидридов [5]. Из них наиболее стойкими при высоких температурах являются гидриды натрия и стронция, которые плавятся без разложения [16]. Соединения Ti, Zr, Sr, B, Sb и Na с алюминием, кремнием и кислородом также будут активными поглотителями или адсорбентами водорода. Среди интерметаллидов наибольшее его количество растворяют TiAl<sub>3</sub> и ZrAl<sub>3</sub> [14]. Активные гидрообразующие элементы и их соединения связывают растворенный и выделяющийся водород, уменьшают его концентрацию в расплаве силумина. В результате при его затвердевании увеличивается число центров кристаллизации  $\alpha$ -фазы, что приводит к модифицированию структуры сплава. Модификаторы первичного кремния в заэвтектических силуминах (P, As, Se, Be) являются слабыми гидрообразующими элементами [5]. Они мало влияют на содержание растворенного водорода в расплаве, а значит, почти не оказывают воздействия на процесс модифицирования  $\alpha$ -фазы и эвтектики. Исключение составляет сера, которая при взаимодействии с молекулярным водородом образует сероводород. Среди гидридов это термодинамически достаточно прочное и термически стабильное соединение [5]. Сульфиды также способны активно адсорбировать и растворять водород. Поэтому сера является модификатором как первичных кристаллов кремния, так и алюминиево-кремниевой эвтектики [17].

Таким образом, следует полагать, что модифицирование заэвтектического алюминиево-кремниевое сплава в основном опреде-

ляется раскисляющей способностью модификатора, а модифицирование доэвтектического и эвтектического силуминов непосредственно связано с процессами рафинирования расплавов от растворенного атомарного и молекулярного водорода.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения: справочник / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. – М.: Металлургия, 1976.
2. Справочник химика. – Л.: Химия, 1971. – Т. 1.
3. Немененок, Б. М. Разработка теоретических основ и технологии комплексного модифицирования промышленных силуминов: дис. ... докт. техн. наук / Б. М. Немененок; БГПА. – Минск, 1999.
4. Стеценко, В. Ю. О зародышеобразовании при затвердевании металлов / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марукович // Металлургия машиностроения. – 2007. – № 1. – С. 32–37.
5. Кубашевский, О. Металлургическая термохимия / О. Кубашевский, К. Б. Олчокк. – М.: Металлургия, 1982.
6. Физико-химические свойства окислов: справочник / под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978.
7. Альтман, М. Б. Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов / М. Б. Альтман, Н. П. Стромская. – М.: Металлургия, 1984.
8. Макаров, Г. С. Рафинирование алюминиевых сплавов газами / Г. С. Макаров. – М.: Металлургия, 1983.
9. Никитин, В. И. Наследственные в литых сплавах / В. И. Никитин; Самар. гос. техн. ун-т. – Самара, 1995.
10. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т. Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986.
11. Алюминий: свойства и физическое металловедение: справочник / под ред. Дж. Е. Хэтча и И. Ф. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1989.
12. Колобнев, И. Ф. Справочник литейщика. Цветное литье из легких сплавов / И. Ф. Колобнев, В. В. Крымов, А. В. Мельников. – М.: Машиностроение, 1974.
13. Белов, В. Г. Теоретические и технологические основы ресурсосберегающих технологий производства высококачественных отливок из алюминиевых сплавов: автореф. дис. ... докт. техн. наук / В. Г. Белов; МГИСиС. – М., 1999.
14. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах / В. И. Добаткин [и др.]. – М.: Металлургия, 1976.
15. Килин, А. Б. Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов / А. Б. Килин // Литейное производство. – 2002. – № 8. – С. 21–22.
16. Кудюмов, А. В. Литейное производство цветных и редких металлов / А. В. Кудюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин. – М.: Металлургия, 1982.
17. Фоченков, Б. А. Завэвтектические силумины для поршней ДВС / Б. А. Фоченков, В. И. Рябов // Автомобильная промышленность. – 2002. – № 10. – С. 29–31.

Д. М. КУКУЙ, д-р техн. наук, Ю. Н. ФАСЕВИЧ (БНТУ)

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ СОСТАВОВ ЭФФЕКТИВНЫХ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ

В последние годы все более широкое применение в сталелитейных цехах находят экзотермические прибыли и вставки, использование которых позволяет повысить не только качество отливок, но и на 15–20 % выход годной продукции. В связи с этим весьма актуальной представляется проблема разработки теоретических основ выбора материалов, необходимых для эффективной работы прибылей.

Как показывает анализ литературных источников, основными требованиями к экзотермическим смесям являются:

- оптимальный уровень экзотермичности смеси для компенсации охлаждающего эффекта и обеспечение в ряде случаев дополнительного подвода теплоты к металлу;
- регламентированная температура горения смеси для предотвращения чрезмерных потерь теплоты излучением;
- низкие теплоемкость и теплопроводность смеси, что обеспечивает снижение тепловых потерь через зеркало металла в течение длительного периода кристаллизации отливки;
- низкая температура воспламенения и оптимальная скорость горения смеси;
- отсутствие вредных выделений при сгорании смеси;
- малый удельный расход смеси и низкие затраты на ее применение.

Эффективные составы экзотермических смесей обычно представляют собой многокомпонентные композиции, число составляющих которых может достигать 6–8 и более. К основным компонентам относятся горючие составляющие (алюминий и алюминий-содержащие материалы, железная окалина и др.), твердые окислители, наполнители (огнеупорные и теплоизоляционные материалы) и вещества, инициирующие и управляющие процессом горения [1].



Многокомпонентность смесей обусловлена целевой направленностью каждого из компонентов и только правильно выбранное их соотношение, точное соблюдение рецептурного состава в сочетании с постоянным текущим контролем качества исходного сырья и готовой смеси гарантируют эффективность применения смеси.

При разработке составов [2] смесей особое внимание следует уделять обеспечению их низкой теплоемкости и малой теплопроводности смеси. Необходимая экзотермичность достигается, в первую очередь, обеспечением высокого коэффициента использования и получением продуктов реакции, не требующих значительного расхода теплоты для их нагрева. Ниже рассмотрено влияние на эти показатели основных компонентов экзотермических смесей.

Количество теплоты, выделяющейся при сгорании экзотермической смеси, определяется, при прочих равных условиях, как количеством, так и видом горючего вещества в составе смеси. При значительном многообразии горючих компонентов наилучшим по показателям удельного тепловыделения, недефицитности и условиям применения следует считать алюминий. Наиболее распространенным видом такого материала является алюминиевый порошок или стружка. Использование алюминийсодержащих отходов (отсевы, шлаки, термообработанная фольга и т. п.) возможно в ограниченных количествах с заменой не более 30–50 % алюминиевого порошка при условии соблюдения требований по их фракционному составу и отсутствию нежелательных примесей (кремнезема и других компонентов).

Скорость горения экзотермической смеси оказывает большое влияние на эффективность ее использования. Прежде всего, это определяется тем, что при низких скоростях горения не предотвращается крайне нежелательное явление – отбор теплоты от жидкого металла в прибыли на нагрев смеси, так как выделение теплоты в последующие периоды не приводит к устранению нежелательных эффектов, возникающих в первые моменты после окончания разлива.

Промышленный опыт применения экзотермических смесей показывает, что для обеспечения саморазогрева смеси до температур,

равных или несколько превышающих температуру металла к моменту окончания процесса заливки, длительность горения смеси должна составлять около 4–8 мин, что соответствует линейной скорости горения около 12–18 мм/мин.

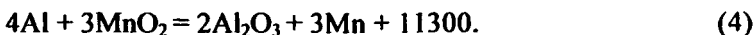
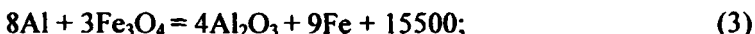
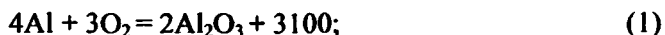
Известно [3], что на скорость горения смеси существенное влияние оказывает гранулометрический состав горючего компонента. Для получения количественных зависимостей применительно к составу экзотермической смеси проведена оценка влияния гранулометрического состава алюминиевого порошка на скорость ее горения. Полученные результаты приведены в табл. 1.

Таблица 1. Скорость горения смеси при различной фракции алюминиевого порошка

Фракция алюминиевого порошка, мм	Расчетная удельная поверхность, см <sup>2</sup> /гр	Скорость горения смеси, мм/мин
0,050	1120	19,6
0,1–0,063	750	15,9
0,16–0,1	460	12,9
0,2–0,16	290	11,1

Видно, что, как правило, требуемые скорости горения смеси обеспечиваются при использовании алюминия стандартного гранулометрического состава. Замена алюминиевого порошка мелких фракций (0,050 мм и менее) гранулированным алюминием при вводе его в эквивалентных или даже увеличенных количествах оказывается неприемлемой, так как это приводит к ухудшению отдельных свойств и эффективности использования смеси. Основной причиной являются значительные размеры гранул (0,2–2 мм), в связи с чем согласно замерам их удельная поверхность, определяющая кинетику экзотермической реакции, примерно в 8–10 раз ниже, чем у алюминиевого порошка.

Тепловыделение экзотермической смеси зависит также и от количества и состава окислителя, так как тепловые эффекты окисления алюминия разными окислителями (кДж/кг его массы) отличаются весьма существенно [4, 5]:

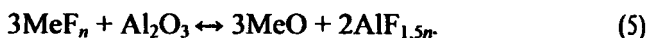


Исходя из экономических соображений и учитывая, что алюминий является наиболее дорогой составляющей, содержание последнего в смесях обычно не превышает 25–35 %. Стехиометрически необходимое для полного сгорания количество твердых окислителей в соответствии с уравнениями (2)–(4) должно превышать количество алюминия в смеси в 1,89 (для  $\text{NaNO}_3$ ), 2,42 (для  $\text{MnO}_2$ ) и в 3,22 (для  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) раза. Практически такое количество твердых окислителей в состав смеси не вводят: часть горючего компонента в экзотермических смесях должна сгорать за счет кислорода атмосферы. Максимальный тепловой эффект, естественно, достигается, если весь горючий компонент смеси сгорает за счет кислорода атмосферы, так как в этом случае не затрачивается теплота на физический нагрев твердого окислителя до температуры экзотермической реакции горения и освобождается теплота, затрачиваемая на восстановление окислителей. Реально наличие твердого окислителя (наиболее эффективным окислителем является натриевая селитра) должно быть сведено до минимума, необходимого для «зажигания» смеси в начале ее горения [6].

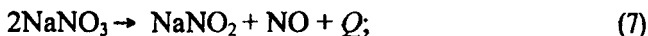
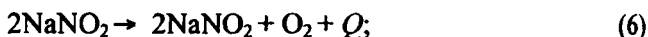
Важная роль в смесях принадлежит материалам, регулирующим основные параметры процесса горения (температуру начала загорания (воспламенения) и скорость горения). При высоких значениях температуры воспламенения увеличиваются затраты теплоты и времени на предварительный подогрев их до температуры воспламенения. Это весьма нежелательно для смесей на основе алюминия, так как повышение температуры в холодных ее слоях оказывает отрицательное влияние, способствуя увеличению толщины оксидной пленки, затрудняющей непосредственный контакт с окислителем. Температура воспламенения горючего компонента при прочих равных условиях зависит от величины упругости диссоциации кислорода окислителя. Упругость кислорода 1 ат для  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  достигается при температуре примерно 1450 °С,  $\text{MnO}_2$  – 535 °С,

$\text{NaNO}_3$  – 380 °С, что предопределяет преимущество использования для этой цели селитры.

При выборе состава смесей следует учитывать, что наличие оксидных пленок на поверхности восстановителя затрудняет дальнейшее окисление и препятствует непосредственному взаимодействию реагентов. По данным [7], видно, что при наличии прочной защитной пленки на алюминии его взаимодействие с окислителем наступает при нарушении ее целостности, например в результате объемного расширения алюминия при нагреве и плавлении. Температура воспламенения составов при этом существенно превышает температуру плавления алюминия. Добавки фторсодержащих компонентов заметно снижают температуру воспламенения алюминия и в определенной степени повышают скорость горения смесей. Так как температура плавления этих флюсов значительно выше температуры воспламенения смеси, взаимодействие должно осуществляться через газовую фазу, поскольку вероятность протекания реакций обмена при 400–650 °С термодинамически мала:



Для оценки роли фторидов на механизм протекания экзотермических реакций необходимо иметь в виду следующее. Реакция горения таких смесей включает две стадии, которые протекают одновременно. Первая согласно [8] преобладает при относительно низких температурах, обуславливает начало реакции при воздействии внешней теплоты и протекает следующим образом:



Натрий сгорает сразу же, как только начинает контактировать с воздухом, при этом выделяется достаточное количество теплоты для того, чтобы повысить температуру до 700 °С и обеспечить возможность второй стадии реакции, характерной наличием взаимодействия между фтором и алюминием. Таким образом, во второй

стадии процесса горения экзотермической смеси в первую очередь образуется основная разновидность фтористого алюминия  $\text{AlF}$ , представляющая собой неустойчивый газ с высокой реакционной способностью, который реагирует с кислородом воздуха, образуя оксид алюминия и фтористый алюминий типа  $\text{AlF}_3$ . Последний осаждается в порах горячей экзотермической смеси и вступает в дальнейшую реакцию. Это продолжается до тех пор, пока весь алюминий не окислится. Таким образом, весь процесс окисления алюминия протекает в газообразном состоянии и носит циклический характер, что объясняет необходимость относительно небольших количеств фторида для обеспечения окисления всего наличного алюминия. Температура, развивающаяся в процессе этой реакции, настолько высока, что протекают и другие реакции, включая образование значительного количества нитридов в результате взаимодействия фтористого алюминия с азотом воздуха:



В связи с тем, что в реакции участвует не только кислород, но и азот воздуха, она не склонна к затуханию даже при отсутствии в смеси необходимого по стехиометрии количества окислителя.

Важным свойством смесей, в значительной мере определяющим их влияние на протяженность усадочных дефектов, является формирование экзотермической вставки с требуемым уровнем теплоизолирующих свойств. В ряде случаев для снижения теплопроводности путем уменьшения его плотности в состав исходной смеси вводят теплоизолирующие добавки. Одним из вариантов повышения теплоизолирующих характеристик вставки является использование в составе смеси материалов, уменьшающих плотность (всплывающих) под воздействием теплоты жидкого металла или экзотермических реакций. Независимо от характера применяемых способов требование по обеспечению высоких теплоизоляционных свойств диктуется еще и тем, что применительно к эффективным экзотермическим смесям высота слоя засыпки (вставки) не может быть произвольно увеличена из-за необходимости обеспечения подвода кислорода воздуха для горения восстановителей.

Предотвращение склонности вставок из экзотермической смеси к расплавлению достигается использованием в качестве горючего

компонента алюминия, образующего при сгорании тугоплавкие оксиды  $Al_2O_3$  ( $T_{пл} > 2000$  °С), а также применением в качестве огнеупорных наполнителей технического глинозема, т. е. того же  $Al_2O_3$ , чем предупреждается образование легкоплавких эвтектик, формирующихся при взаимодействии оксидов различного состава. Представляется существенно важным, что предупреждение образования эвтектик предотвращает также изоляцию ими частиц горючего компонента или окислителя и, следовательно, исключает блокирование непрерывного распространения фронта горения смеси. Так, при частичной замене глинозема на огнеупорные наполнители близкого гранулометрического состава, но с температурой плавления менее 1400 °С наблюдается уменьшение скорости горения смеси, а полная замена глинозема снижает среднюю скорость горения смеси до величин менее 4 мм/мин. Поскольку доля остальных составляющих смеси оставалась неизменной, отмеченное изменение можно объяснить только описанным выше механизмом.

Существенное влияние на эффективность смесей оказывает фракционный состав наполнителя. Так, установлено, что уменьшение размера частиц в экзотермической смеси с 0,3 до 0,05 мм приводит к снижению скорости горения с 19,6 до 12,3 мм/мин [3]. Отмеченное объясняется тем, что в первом случае размер частиц огнеупорного наполнителя практически на порядок выше, чем остальных компонентов, а во втором – фракционный состав всех составляющих смеси близок. В последнем варианте все составляющие контактируют друг с другом; в результате горения формируется легкоплавкая эвтектика. В связи с большими затратами теплоты на расплавление и вследствие того, что образовавшаяся эвтектика препятствует диффузии кислорода воздуха, скорость горения таких смесей достаточно низка. В первом же варианте частицы горючей смеси и окислителя в основном контактируют только между собой и лишь незначительная их часть находится в контакте с зернами наполнителя. Поэтому в результате взаимодействия преимущественно образуются нерасплавляющиеся частицы  $Al_2O_3$ ; отдельные участки эвтектики формируются лишь в местах контакта с наполнителем. Благодаря этим особенностям такие смеси характеризуются повышенной скоростью горения.

При использовании смесей, не содержащих вспучивающихся компонентов, получение неразрушающей экзотермической вставки достигается вводом в состав смеси плавикового шпата и кварцевого

песка, которые способствуют скреплению частиц смеси в пористый неразрушающийся монолит.

В качестве вспучивающегося компонента в экзотермических смесях могут быть использованы, как указывалось выше, различные материалы, увеличивающиеся в объеме под воздействием газообразных составляющих, образующихся в них при термическом ударе, – вермикулярный графит, различные смолы и др.

Разрушение исходной структуры экзотермической вставки осуществляется газообразными составляющими, образующимися при термоударе, поэтому чем мощнее термоудар, тем интенсивнее образуются газообразные продукты внутри частиц графита и тем больше ее конечный объем. Повторный термоудар не приводит к дальнейшему увеличению объема, так как частица уже «разряжена», т. е. уже не содержит составляющих, способных перейти в газообразное состояние. Указанное справедливо и для других вспучивающихся компонентов.

В реальных условиях достижение необходимой интенсивности термоудара реализуется путем создания оптимальной скорости продвижения единого фронта горения смеси, обеспечивающей на фронте горения температуру около 1280 °С.

Установлено, что высокотемпературный вспучивающийся графит в смеси, содержащей 20 % металлического алюминия, реализует свои свойства при скоростях продвижения фронта горения 12–20 мм/мин. При скорости менее 8–12 мм/мин, что обычно, судя по малой степени использования алюминия (до 50 %), характерно для смесей с недостаточным количеством окислителей, графит вследствие недостаточной температуры вспучивается слабо, причем коэффициент расширения самого графита не превышает 2,0. При скорости горения более 20–30 мм/мин смесь эффективно вспучивается в процессе горения, но затем проседает, что, судя по полноте сгорания алюминия (более 95 %), свидетельствует об избытке окислителя. Последний интенсивно расходуется на окисление вспученного графита, благодаря огромной удельной поверхности графита – более 20 м<sup>2</sup>/г и благоприятным термическим условиям – достижению температуры в объеме смеси на уровне 1450–1550 °С, что значительно превышает температурный порог интенсивного окисления вспученного графита (700–900 °С).

В свою очередь содержание вспучивающегося графита в смеси влияет на скорость ее горения. В частности, при повышенном его со-

держании в результате интенсивного вспучивания на границе фронта горения смеси образуется прослойка, отделяющая фронт горения смеси от слоя смеси, не вступившей в реакцию. В указанной прослойке вспучившийся графит занимает большую часть объема. При этом он разделяет частицы горючего компонента и интенсификаторы горения и тем самым замедляет скорость реакции их взаимодействия.

С учетом результатов теоретических обобщений применения так называемых экзотермических прибылей, в которых слой прибыльной части изготавливается из экзотермической смеси, жидкая сталь дольше сохраняет перегрев над температурой солидуса. В результате этого в системе прибыль—отливка достигается идеальные условия для питания. Будучи перспективными рабочими материалами, применяемыми в технологических процессах питания отливок, экзотермические смеси дают экономический эффект, состоящий из экономии жидкой стали и повышения выхода годного литья. Кроме того, следует учитывать также и возможность увеличения выпуска отливок без повышения мощности плавильных установок.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Бабайцев, И. В.* Анализ соответствия составов экзотермических смесей требованиям взрывной и экологической безопасности / И. В. Бабайцев, Н. А. Смирнова, О. В. Проколова // *Металлург.* – 2005. – № 1. – С. 25–27
2. *Harvey, R. L.* Hot-Topping the continuing technology / R. L. Harvey, D. I. Bloodworth, I. C. Alexander // *Foseco Steel mills International Ltd (a subsidiary of Foseco International Ltd) Reprinted from Steel Times.* – April 2001.
3. *Бакуменко, С. П.* Снижение отходов стального слитка / С. П. Бакуменко, Б. Б. Гуляев, Э. В. Верховцев. – М., 1967. – 218 с.
4. *Дульнев, Г. Н.* Теплопроводность смесей и композиционных материалов: справочная книга / Г. Н. Дульнев, Ю. П. Заричняк. – Л.: Энергия, 1974.
5. Современное состояние теплофизических исследований в области смесей и растворов. – М., 1976. – 60 с. (Госстандарт СССР, ГСССД, ВНИИКИ. Серия – Государственная служба стандартных справочных данных) / Ю. А. Солдатенко, В. В. Алгунис, С. Д. Лабинов, Г. С. Дорогинская.
6. *Wajszel, D.* Badanie własności termicznych materialow u. zywnanych do rzadzenia procesem krzepnicia cieklych metali / D. Wajszel, B. Hutera // *Zeszyty naukowe AGH.* – Krakow, 1995. – № 397. – S. 59–67.
7. *Есаулов, В. С.* Влияние компонентов экзотермических смесей на температуру их воспламенения / В. С. Есаулов, Г. Ф. Коновалов // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 1994. – № 12. – С. 38–41.
8. *Applied Science in the Casting of metals.* Oxford "Pergamo Press" // *Foseco International Ltd Birmingham,* 1990. – 532 p.



**И. В. РАФАЛЬСКИЙ**, канд. техн. наук, **А. В. АРАБЕЙ**,  
**С. В. КИСЕЛЕВ**, **Г. В. ДОВНАР**, канд. техн. наук (БНТУ)

## **КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ИНТЕРВАЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА**

Постоянно повышающиеся требования к качеству продукции и сокращению сроков технологической подготовки привели к необходимости широкого внедрения компьютерных систем для моделирования литейных процессов на промышленных предприятиях. На мировом рынке программных продуктов все активнее находят спрос пакеты для моделирования литейных процессов, такие как «ProCAST» и «MAGMA», на литейных заводах стран СНГ – «Полигон», LVMFlow и др. В то же время, несмотря на значительные успехи, достигнутые в последние годы в области компьютерного моделирования литейных процессов, проблема адекватности применяемых моделей и эффективности использования той или иной системы в тех или иных условиях во многих случаях остается нерешенной.

Несмотря на то, что общие вопросы теории тепловых и гидродинамических процессов при охлаждении и затвердевании жидкого металла хорошо разработаны, большинство прикладных задач моделирования литейных процессов не имеет строгого аналитического решения. При принятии ряда допущений обычно возможно построение достаточно адекватных аналитических моделей лишь для тел простейшей конфигурации. В настоящее время наиболее эффективным способом решения задач моделирования литейных процессов для отливок сложной конфигурации являются численные методы [1].

Численные методы позволяют решить задачу охлаждения и затвердевания отливки произвольной конфигурации на основе уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими граничными условиями [2]:

$$K_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + K_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + K_z \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + q_v = c_v \frac{\partial T}{\partial t},$$

$$T = T(S, t),$$

(1)

$$K_n (\partial T / \partial n) = -q_n,$$

$$K_n (\partial T / \partial n) = -\alpha(T - T_{cp}),$$

где  $x, y, z$  – координаты в области пространства, ограниченного поверхностью  $S$ ;  $n$  – нормаль к поверхности  $S$ ;  $t$  – время;  $T$  – функция температурного распределения в пространстве координат  $x, y, z, t$ ;  $K_x, K_y, K_z, K_n$  – теплопроводность в направлении осей  $x, y, z$  и нормали  $n$  соответственно;  $q_v$  – объемная мощность внутренних источников теплоты;  $C_v$  – объемная теплоемкость;  $q_n$  – граничный тепловой поток (по нормали к  $S$ );  $\alpha$  – коэффициент граничной конвективной теплопередачи в среду с температурой  $T_{cp}$ .

При решении задачи затвердевания наиболее важным является то, насколько адекватно учитывается выделение скрытой теплоты кристаллизации в интервале температур затвердевания и насколько точно известны значения температур фазовых переходов и интервала кристаллизации сплава. Применение для этого различных функциональных зависимостей, связывающих количество твердой фазы с диаграммами состояния сплавов, чаще всего малоэффективно и неадекватно отражает действительный характер тепловыделения для реальных неравновесных условий [1].

Перспективы компьютерного анализа литейной технологии определяются возможностью решения задачи адекватного моделирования теплофизических и физических свойств жидких и твердых фаз многокомпонентных сплавов, существующих в интервале кристаллизации. К ним относятся объемная доля, скорость выделения твердой фазы и соответствующее количество выделившейся при кристаллизации скрытой теплоты. Эти свойства являются важными входными параметрами практически для всех типов математических моделей процесса затвердевания. Однако экспериментальные измерения этих свойств в большинстве случаев являются проблематичными, особенно при высоких температурах расплавов, и на

практике при моделировании литейных процессов используются преимущественно справочные и расчетные данные, которые носят лишь приближенный характер и не учитывают особенностей реального технологического процесса плавки.

Как известно, свойства расплавов и, как следствие, структура и свойства получаемых литых изделий зависят не только от химического состава, но и от состояния сплава в жидкой фазе. Состояние сплава в жидкой фазе и соответственно процессы формирования структурных составляющих сплава при кристаллизации могут существенно изменяться в зависимости от условий выплавки: температуры и скорости нагрева, времени выдержки при определенной температуре, модифицирующей обработки и т. п. Накопленный в последние годы значительный экспериментальный материал свидетельствует о том, что изменения режимов температурной обработки расплава приводят к существенным изменениям морфологии и размеров выделяющихся при кристаллизации фаз, размеров и распределения усадочных и газовых дефектов, механических свойств сплавов, в том числе системы Al-Si, являющейся основой большинства промышленных алюминиевых сплавов.

Исходя из вышеизложенного, целью настоящей работы являлось изучение влияния температурной обработки заэвтектических сплавов системы Al-Si в жидком состоянии на температуры фазовых переходов и интервал кристаллизации при их охлаждении и затвердевании.

Свойства каждого конкретного сплава системы Al-Si главным образом определяются индивидуальными физическими свойствами, объемной долей, морфологией и распределением его основных фазовых составляющих:  $\alpha$ -Al твердого раствора и кристаллов кремния (Si). В промышленных силуминах содержание кремния находится на уровне от 5 до 23 % (мас.) и, как следует из равновесной диаграммы состояния, структура этих сплавов может быть доэвтектической, заэвтектической или эвтектической [3]. Кристаллы кремния, присутствующие в промышленных Al-Si сплавах, образуют практически чистые, беспримесные граненные кристаллы этого элемента, которые могут иметь различную морфологию: первичные, компактные включения в заэвтектических сплавах ( $\beta$ -фаза) и разветвленные пластины (или волокна) в эвтектике ( $\alpha$ -Al + Si). Доэвтектические и заэвтектические сплавы кристаллизуются аналогично

сплавам эвтектического состава, но отличаются лишь выпадением первичных  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз соответственно [3, 4].

Принято считать, что процесс эвтектической кристаллизации в силуминах является актом гетерогенного зарождения одной из фаз на подложках другой твердой фазы или посторонней примеси [4]. Однако единого мнения о решающей роли того или иного фактора, лимитирующего активность одной из фаз в качестве подложки для другой, не существует [3, 4]. Более того, за последние годы накоплен значительный экспериментальный материал, свидетельствующий о существенной, если не решающей, роли жидкого состояния на процесс формирования кристаллической структуры силуминов [5–9]. Установлено, что после плавления силумины являются неоднородными, неравновесными системами, свойства которых зависят не только от химического состава, но и от условий приготовления сплава в жидкой фазе. Температурная обработка силуминов в жидком состоянии выше температуры ликвидуса приводит к значительному изменению не только свойств самих расплавов, но также к изменению свойств и структуры литых изделий после затвердевания сплавов. Эта взаимосвязь обнаруживается и подтверждается практикой производства отливок из силуминов.

В связи с вышеуказанным особый интерес представляло исследовать влияние температурной предыстории выплавки расплава на температуры фазовых переходов, интервал кристаллизации и морфологию фаз при охлаждении и затвердевании силуминов. Для решения поставленной задачи изучали параметры процесса кристаллизации и микроструктуры сплавов после их температурной обработки в жидком состоянии при различных температурах перегрева (от 720 до 870 °С).

В качестве объекта исследования использовали сплавы Al – 16 % Si заэвтектического состава, которые получали сплавлением в электрической печи типа СНОЛ алюминия марки А9 и лигатуры следующего состава: 30–32 % кремния, 0,8–1,2 % железа, остальное – алюминий.

Для исследования процесса кристаллизации была разработана универсальная микропроцессорная система термического анализа (УМСТА), построенная на базе микропроцессорных средств и персонального компьютера, основные технические характеристики которой представлены в табл. 1.

Таблица 1. Основные технические характеристики УМСТА

Общие характеристики системы	
- Тип датчика температуры	Термопара ХА (К), ППР (S)
- Диапазон измерения температуры	0-1600 °С
- Допустимый диапазон температур окружающей среды эксплуатации системы	0-50 °С
Характеристики информационно-измерительного блока	
- Дискретность измерения температуры	0,1 °С
- Период времени между измерениями температуры	0,4-3,2 с
- Информационная емкость оперативной памяти	2046 измерений температуры
- Информационная емкость энергонезависимой памяти	512 термограмм

Конструктивно система термического анализа металлов и сплавов включает датчик, обеспечивающий измерения температур в интервале кристаллизации сплавов, персональный компьютер для обработки и визуализации термограмм, информационно-измерительный блок. Система функционирует в двух основных режимах:

- в режиме термического анализа и записи термограмм кристаллизации;
- в режиме передачи термограмм в персональный компьютер для их обработки.

В качестве термодатчика использовали хромель-алюмелевую термопару в защитном кварцевом колпачке. Сигнал от термопары (термоЭДС) поступал в информационно измерительный блок, где преобразовывался в цифровой код, из которого формировалась термограмма кристаллизации. Измерение температуры (преобразования сигнала термопары в цифровой код) во время процесса кристаллизации расплава осуществлялось через равные промежутки

времени (0,4–1,2 с в зависимости от общей продолжительности за- твердевания пробы расплава). Полученные термограммы передава- лись для обработки в персональный компьютер с помощью интер- фейса передачи данных через USB-порт.

Для исследования влияния температурных режимов обработки сплавов в жидком состоянии на характер распределения и морфоло- гию кристаллических фаз проводили металлографический метод анализа образцов проб исследованных сплавов после термического анализа (диаметр пробы – 30 мм, масса пробы – 35 г, скорость ох- лаждения в жидком состоянии – 1,8–2,0 °C/с). Исследования микро- структуры проводились на оптическом микроскопе при увеличении до 500 крат. Приготовление шлифов осуществлялось путем механи- ческой полировки с последующей обработкой образцов в 0,5%-м водном растворе HF.

В результате термического анализа было установлено, что с увеличением температуры перегрева расплава имеется тенденция к повышению температуры начала кристаллизации (рис. 1) и соответ- ственно росту общего интервала кристаллизации сплава (рис. 2).

Результаты металлографического анализа исследованных спла- вов представлены на рис. 3–6.

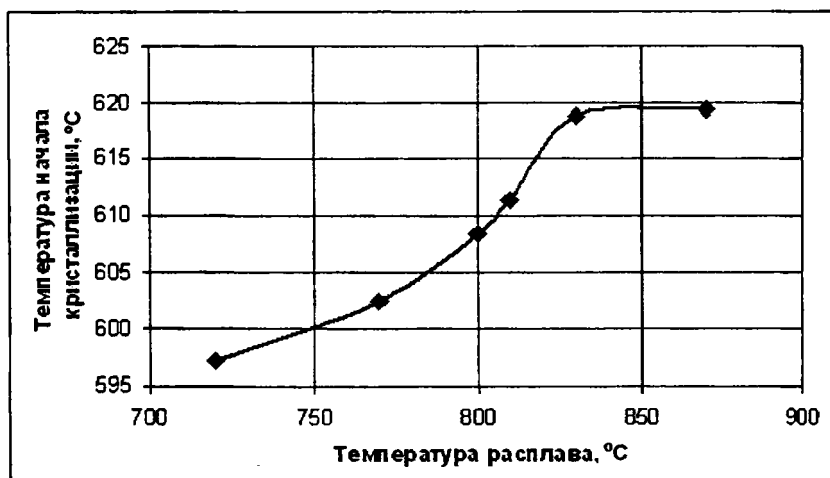


Рис. 1. Зависимость температуры начала кристаллизации сплава Al – 16 % Si от температуры перегрева сплава в жидком состоянии



Рис. 2. Зависимость интервала кристаллизации сплава Al – 16 % Si от температуры перегрева сплава в жидком состоянии

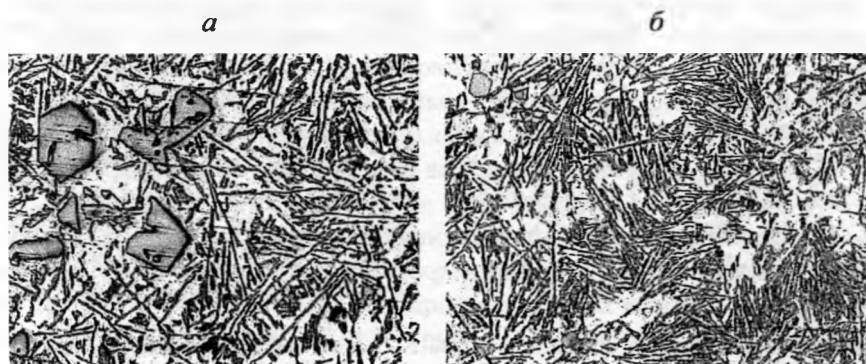


Рис. 3. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 720 °C: а – центральная часть образца; б – периферийная часть образца (×125)

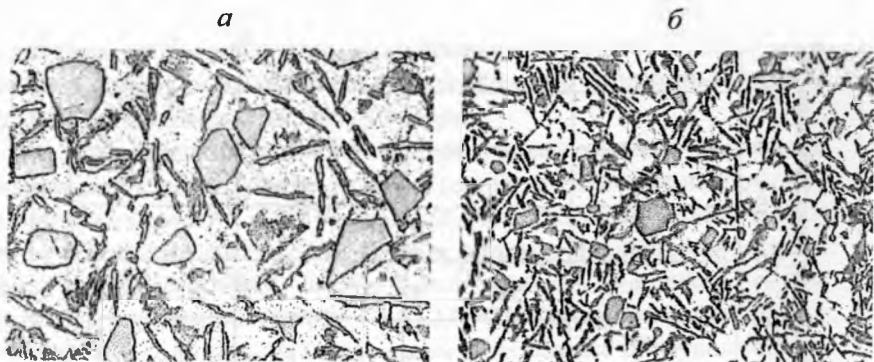


Рис. 4. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 790 °С: *a* – центральная часть образца ( $\times 250$ ); *б* – периферийная часть образца ( $\times 125$ )

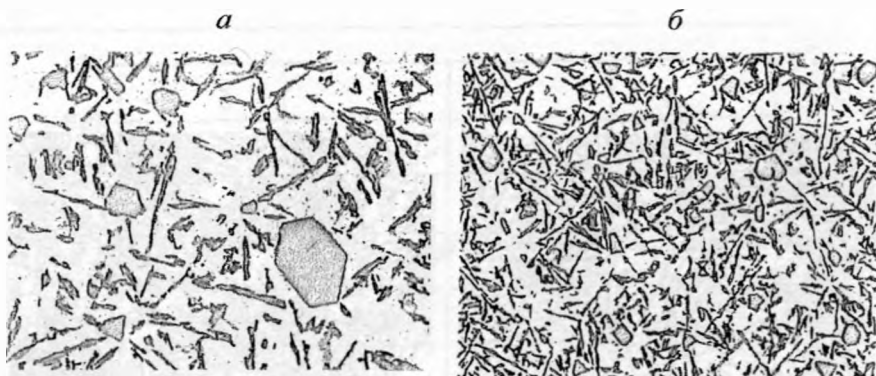


Рис. 5. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 830 °С: *a* – центральная часть образца ( $\times 250$ ); *б* – периферийная часть образца ( $\times 125$ )





Рис. 6. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 870 °С: а – центральная часть образца ( $\times 250$ ); б – периферийная часть образца ( $\times 125$ )

Результаты металлографического анализа свидетельствуют о том, что изменение температурного режима плавки (т. е. температурной предистории расплава) приводит к заметному изменению параметров кристаллизации и микроструктуры сплава. При этом режим температурной обработки оказывает влияние на размер и морфологию как эвтектических, так и первичных фаз. При относительно небольших перегревах (100 °С над линией ликвидуса) эвтектика имеет тонкопластинчатую и даже в отдельных участках волокнистую морфологию (рис. 3), первичный кремний образуется преимущественно в форме компактных относительно небольших кристаллов. При этом наблюдалась ликвация кристаллов первичного кремния (ПК) в центральной зоне всех исследованных образцов.

Установлено, что повышение температуры расплава до 790–830 °С приводит к формированию преимущественно более утолщенных пластин эвтектического кремния, меньшей протяженности по сравнению со сплавами, температура нагрева которых в жидком состоянии не превышала 720 °С (рис. 4, 5). При этом для образцов, особенно для периферийной их части, характерно наличие относительно небольших по размерам компактных выделений кристаллов ПК, что может благоприятно отразиться на эксплуатационных свойствах, например износостойкости. Дальнейшее повышение температуры расплава до 870 °С приводит к заметному росту раз-

меров кристаллов ПК и их сильной ликвации в центральной части пробы (рис. 6). Морфология эвтектики существенно не изменяется, кремний в эвтектике кристаллизуется в различной форме – от небольших утолщенных зерен до отдельных протяженных пластин.

### Заключение

Методами компьютерного термического и металлографического анализов были получены экспериментальные данные о влиянии температурной обработки заэвтектических силуминов в жидком состоянии на температуры фазовых переходов, интервал кристаллизации и морфологию образующихся при затвердевании фаз после затвердевания заэвтектических сплавов в системе Al–Si.

Установлено, что температура начала кристаллизации первичного кремния в заэвтектических силуминах при затвердевании из расплава нелинейно повышается при увеличении температуры перегрева расплава от 720 до 870 °С. При этом также повышается общий интервал кристаллизации сплава (на 20–25 °С для исследованного состава Al – 16 % Si).

Процессы формирования кристаллической структуры заэвтектического сплава системы Al–Si при затвердевании также изменяются в зависимости режимов температурной обработки расплава. Изменение температурного режима плавки приводит к изменению размера и морфологии как эвтектических, так и первичных фаз сплава. Повышение температуры расплава до 790–830 °С ведет к формированию преимущественно более утолщенных пластин эвтектического кремния, до 870 °С – к заметному росту размеров кристаллов первичного кремния и их сильной ликвации в центральной части образца.

Полученные данные, таким образом, свидетельствуют о том, что для адекватного решения задачи затвердевания отливок из заэвтектических силуминов при использовании зависимостей, связывающих количество твердой фазы и температуры фазовых переходов с диаграммами состояния сплавов, необходимо учитывать влияние температурного режима обработки сплава в жидком состоянии на параметры процесса кристаллизации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тихомиров, М. Д. Основы моделирования литейных процессов. Тепловая задача / М. Д. Тихомиров // Литейное производство. – 1998. – № 4. – С. 30–34.
2. Сегерлинд, Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд; пер. с англ. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
3. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо; пер. с англ.; под ред. Ф. И. Квасова, Г. Б. Строгонова, И. Н. Фридляндера. – М.: Metallurgia, 1979. – 640 с.
4. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М.: Metallurgia, 1977. – 272 с.
5. Влияние структурного состояния расплава на кристаллизацию силуминов / П. С. Попель [и др.]. // Расплавы. – 1987. – Т. 1, вып. 3. – С. 31–35.
6. Новохатский, И. А. Особенности проявлений различных типов структурных превращений в металлических расплавах / И. А. Новохатский, В. З. Кисунько, В. И. Ладыанов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. – Т. 5. – С. 1–9.
7. Рафальский, И. В. Влияние температурного режима плавки на свойства литейных алюминиевых сплавов / И. В. Рафальский, А. В. Арабей // Литье и металлургия. – 2005. – № 2. – С. 132–134.

УДК 621.74.043:621.746.072

**А. М. МИХАЛЬЦОВ, канд. техн. наук, А. А. ПИВОВАРЧИК (БНТУ)**

### **НАКОПЛЕНИЕ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Смазывание технологической оснастки является обязательным условием при изготовлении алюминиевых отливок методом литья под высоким давлением.

Нанесение на литейную оснастку разделительных покрытий способствует защите поверхностных слоев пресс-формы от эрозионного и теплового воздействия струи заливаемого металла, снижает трение отливки о пресс-форму в процессе извлечения, а водоземulsionные смазочные материалы, помимо прочего, обладают способностью охлаждать поверхностные слои пресс-формы.

На поверхность пресс-форм разделительные покрытия наносят вручную – квачом или щеткой-сметкой либо механизировано, с использованием распылителей различных конструкций. При этом предпочтение следует отдавать распылителям эжекционного типа, которые обеспечивают требуемое качество распыления смазочного материала и способствуют формированию на поверхности пресс-формы слоя смазки оптимальной толщины.

При ручном нанесении разделительного покрытия толщина слоя может колебаться от 5 до 40 мкм, а при механизированном составляет 0,5–15 мкм [1].

Механизированное нанесение вододисперсионных смазок стабилизирует теплофизические параметры, связанные с влиянием толщины смазочного слоя на условия формирования отливки и газовый режим работы пресс-формы [2]. После нанесения разделительного покрытия на поверхность пресс-формы разбавитель испаряется, а на оснастке остается тонкий слой смазывающего компонента, который обеспечивает беспрепятственное извлечение отливки. Но на практике данное положение выполняется не всегда либо не в полной мере из-за различной адгезионной способности смазок и их неравномерного распределения по рабочей поверхности пресс-формы.

Практика литья под давлением также показывает, что при использовании некоторых смазочных материалов возможно их накопление на технологической оснастке. При этом, с одной стороны, возможно облегчение извлечения отливки из пресс-формы, а, с другой стороны, это может привести к образованию спаев, «мороза», и следов «пятен» на поверхности отливки, к увеличению ее пористости, и, как следствие, к снижению механических свойств [3].

Имеющиеся сведения [4, 5], не дают однозначного ответа на вопрос о термической устойчивости смазок, их способности противостоять эрозионному воздействию жидкого металла и накапливаться на поверхности технологической оснастки.

В данной работе выполнено исследование термической устойчивости смазок и их накопления на поверхности литейной оснастки.

Для сравнительной оценки использовали вододисперсионные смазки, приготовленные на основе нефтепродуктов (гидрофобизатора ГФК-1, масла Вапор), горного воска, готовую смазку фирмы «Петрофер» производства Германии, а также вновь разработанную смазку на основе кремнийорганических соединений.

Состав и физические свойства исследуемых смазок приведены в табл. 1.

Таблица 1. Состав и физические свойства испытуемых смазок

Смазка	Осно- ва, %	ПАВ, %	Разбави- тель, %	Плот- ность смазки, кг/м <sup>3</sup>	Вязкость по виско- зиметру ВЗ-4 при темпера- туре 20 °С, с	рН смаз- ки
На основе гидрофобизатора ГФК-1	20	2,5	Остальное	950	13	7
На основе масла Валор	20	3,0	Остальное	965	13	7
На основе горного воска	20	3,0	Остальное	955	13	7
На основе смазки фирмы «Петрофер» производства Германии	—	—	—	925	12	7
На основе кремнийорганических соединений	20	3,0	Остальное	915	12	7

Перед проведением исследований концентраты смазок разбавляли водой в соотношении 1:20. Смазку наносили на поверхность стержня в течение 5 с с расстояния 0,2 м при давлении воздуха  $2,5 \cdot 10^5$  Па перед каждой заливкой металла.

Способность исследуемых смазок к накоплению на поверхности оснастки оценивали по изменению усилия извлечения металлического конусообразного стержня из отливки при последовательном выполнении шести экспериментов. Методика проведения экспериментов представлена на рис. 1.

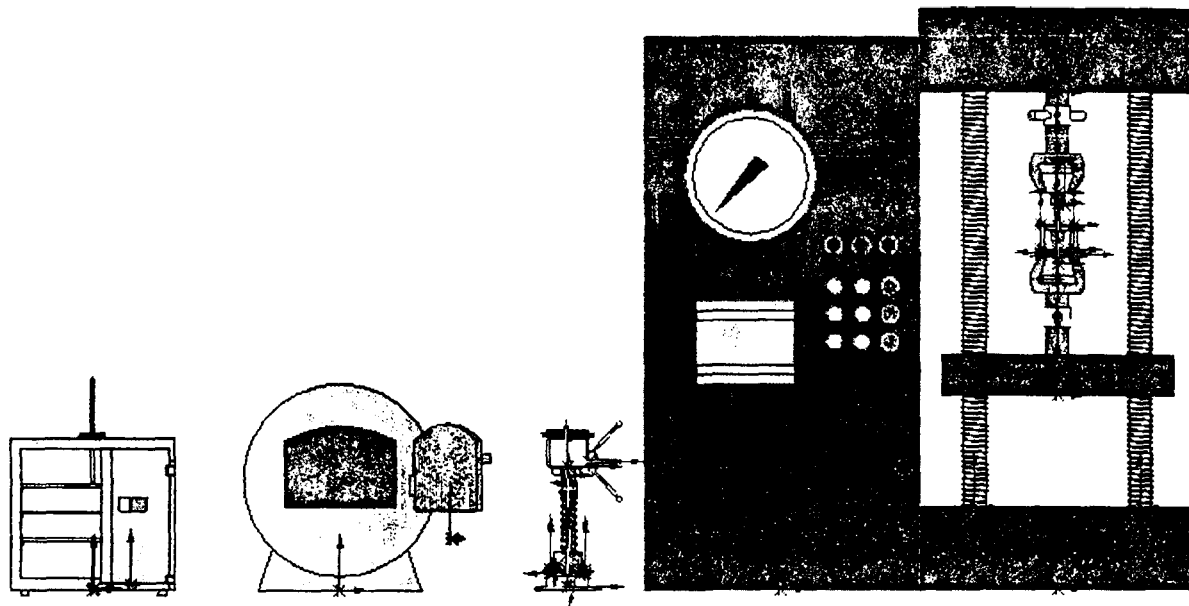


Рис. 1. Методика исследования накопления смазок на поверхности технологической оснастки

Смазка наносилась на стержень, прогретый в лабораторном сушиле СНОЛ-3,5 2 до температуры 250 °С. Рабочая часть стержня 1 имела уклон 30°, диаметр 10 мм, длину 45 мм, шероховатость стержня составляла 0,6R<sub>a</sub>. Температура подогрева стержня контролировалась при помощи хромель-алюмелевой термопары (ХА) 3, введенной в камеру сушила. После нанесения смазки стержень устанавливали в специально изготовленный кокиль 4. Кокиль также предварительно прогревали в сушиле до температуры 250 °С. При установке кокиля на станину 5 происходит снижение его температуры до 230–235 °С. Эта температура при установившемся интервале между заливками металла сохраняется до окончания проведения эксперимента. После закрепления кокиля на станине и установки в него смазанного стержня производилась заливка расплавленного металла. Сплав АК12М2 расплавляли в графитовых тиглях ТГ-1, помещенных в муфельную печь 6. Масса навески металла во всех случаях составляла 50 ± 2 г, температура металла при заливке – 680 °С. Через 20 с после заливки стержень вместе с обжимающей его отливкой 7 извлекали из кокиля и устанавливали в специально изготовленное приспособление 8, которое в свою очередь было закреплено на разрывной машине Р5 9. Скорость движения станины 10 разрывной машины во всех случаях составляла 0,5 мм/с.

Фиксацию усилий, возникающих в процессе извлечения стержня из отливки, производили с помощью микропроцессорного устройства сбора и обработки информации ICD (в дальнейшем – устройства). На рис. 2 представлена функциональная схема устройства со схемой измерения.

Устройство построено на базе микропреобразователя (μP) ADuC836, символического жидкокристаллического индикатора (HL) типа 1602 и пульта управления (SB), состоящего из трех кнопок. Микропреобразователь состоит из цифровой и аналоговой частей. В цифровую часть микропреобразователя входит универсальный контроллер (MCU), несколько таймеров различного назначения и три последовательных интерфейса UART, SPI и SMBus (таймеры и интерфейсы на схеме не показаны). В аналоговую часть входят два 16-разрядных аналого-цифровых преобразователя (2×16-bit Σ-Δ ADC) со схемой ввода (коммутатор – MUX, буфер – BUF) и схемой предварительной обработки (усилитель – PGA) аналоговых сигналов. Таким образом, микропреобразователь может не только проводить

сбор и обработку цифровой информации, но и аналоговых сигналов. Сравнительно большой объем встроенной памяти программы позволяет ее свободную часть использовать для накопления и хранения данных.

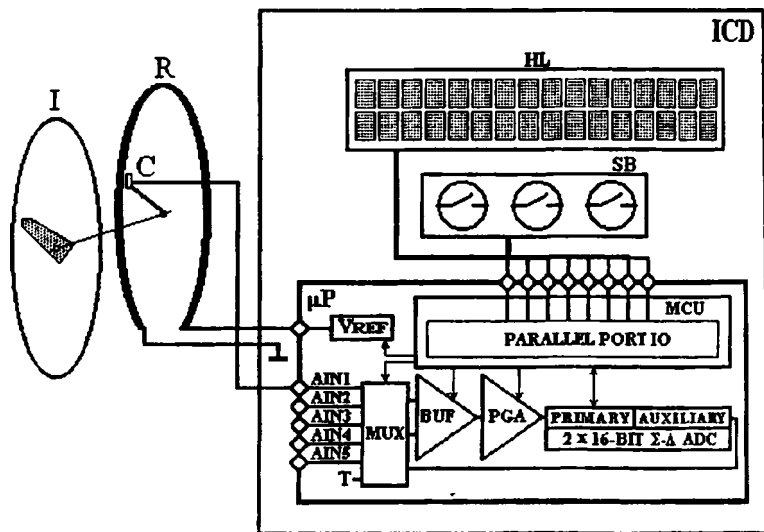


Рис. 2. Схема функциональная регистрации усилия извлечения стержня из отливки

Схема измерения выполнена из высокоточного проволочного потенциометра (R), поворотная ось движка (C) которого жестко связана с поворотной осью механического индикатора усилия разрыва (I). На реохорд проволочного потенциометра подается из микропреобразователя высокостабильное напряжение VREF, а с движка поступает на один из аналоговых входов микропреобразователя потенциал, пропорциональный усилию срыва отливки из стержня. Аналого-цифровой преобразователь преобразует аналоговый сигнал (потенциал) в цифровой код, который поступает в контроллер микропреобразователя для дальнейшей обработки.

Обрабатывающая программа в контроллере обеспечивает функционирование устройства в составе системы регистрации в двух режимах: контроля и сбора данных. После включения устройство функционирует в режиме контроля. В этом режиме производится



преобразование цифрового кода потенциала в абсолютное значение усилия извлечения стержня из отливки и вывод полученного значения на индикатор. После подготовки разрывного пресса к работе посредством нажатия кнопки на пульте устройство переводится в режим сбора данных. В этом режиме устройство, кроме вывода результатов на индикацию, вначале ожидает повышения усилия извлечения стержня до определенного уровня, а затем всю получаемую информацию записывает в оперативную память для последующего построения диаграмм. После снижения измеряемого усилия до определенного уровня завершается работа устройства в режиме сбора данных. При этом полученный в оперативной памяти фрейм данных переписывается в энергонезависимую память программ, а устройство возвращается в режим контроля. Одновременно в энергонезависимой памяти может храниться сколько угодно долго до 20 фреймов данных. По завершению работы с разрывным прессом оператор переносит устройство к персональному компьютеру и через СОМ-порт (UART) переписывает информацию в ПК. Интервал измерения, с которым производилась запись усилия извлечения отливки, составлял 0,05 с. На рис. 3 представлен общий вид прибора для измерения и записи показаний по усилию извлечения стержня из отливки.

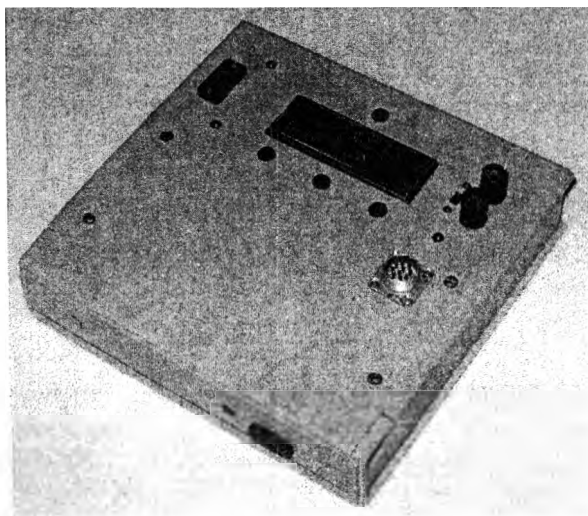


Рис. 3. Общий вид измерительного прибора

После обработки данных на ПК получали кривые изменения усилия срыва отливки со стержня по времени. Все они имели характерную особенность. Достигнув максимума, в момент срыва, кривая резко устремлялась вниз. Анализ полученных кривых показал, что удаление стержня из отливки во всех случаях происходит в течение 0,8–1,2 с. При этом стержень удаляется из отливки не плавно, со скольжением по поверхности отливки, а в момент достижения максимального значения усилия, отделяясь от отливки в режиме срыва. Данный вывод подтверждается практическими наблюдениями при проведении экспериментов.

Для сравнительной оценки полученных результатов выполненную работу срыва (съема) определяли по площади образованной кривой и осью  $X$  до момента срыва. Полученные данные приведены в табл. 2.

Таблица 2. Работа срыва отливки со стержня при использовании различных смазок

Смазка	Номер эксперимента	Расчетная площадь, мм <sup>2</sup>	Среднее значение площади, мм <sup>2</sup>
1	2	3	4
Без смазки	1	6737,88	6584,31
	2	6631,28	
	3	6576,53	
	4	6451,25	
	5	6524,63	
Смазка на основе ГФК-1	1	2514,02	2544,30
	2	2424,21	
	3	2490,73	
	4	2620,03	
	5	2668,59	
	6	2551,27	
Смазка на основе масла Вапор	1	1489,92	1468,64
	2	1404,95	
	3	1436,02	
	4	1359,15	
	5	1336,55	
	6	1785,28	

1	2	3	4
Смазка на основе горного воска	1	1124,71	960,35
	2	878,82	
	3	914,11	
	4	881,21	
	5	854,97	
	6	1108,33	
Смазка «Петрофер», Германия	1	1132,14	768,88
	2	1085,72	
	3	576,59	
	4	432,84	
	5	325,07	
	6	990,95	
Смазка на основе кремний-органической жидкости	1	948,07	670,07
	2	806,25	
	3	903,27	
	4	456,58	
	5	328,15	
	6	274,09	
	7	920,14	

Видно, что при использовании смазок на основе нефтепродуктов (гидрофобизатора ГФК-1 и минерального масла Вапор) существенного изменения работы съема при последовательном выполнении шести экспериментов не наблюдается. Можно предположить, что накопления смазочного материала на поверхности стержня не происходит. Вероятно, это можно объяснить тем, что данные материалы обладают сравнительно невысокой адгезией к поверхности пресс-формы и относительно невысокой термической устойчивостью [6]. Кроме того, поверхность отливок, полученных с применением смазок, в состав которой входят выше названные материалы, имеет разводы серого цвета.

При использовании смазки на основе горного воска отмечено снижение работы извлечения отливки на 35–40 % при последовательном переходе от первого к пятому эксперименту. Полученный результат свидетельствует о накоплении смазки на поверхности стержня. В шестом эксперименте усилие извлечения возрастает до исходных значений. Возможно, это обусловлено тем, что образо-

вавшийся слой обладает сравнительно невысокой прочностью при данных условиях и разрушается при извлечении пятой отливки. Следует отметить, что при использовании данной смазки, на поверхности отливки образуется налет желтоватого цвета.

Аналогичная зависимость наблюдается при использовании смазки «Петрофер». При этом абсолютные значения работы съема, возникающие при извлечении стержня из отливки, примерно на 30 % ниже, чем при использовании смазки на основе горного воска.

Самые низкие значения работы съема получены при использовании смазки на основе кремнийорганических соединений. Следует отметить, что при последовательном переходе от первого эксперимента к шестому наблюдается постепенное снижение усилия извлечения, что свидетельствует о накоплении смазки на поверхности стержня. Следовательно, смазка на основе кремнийорганических соединений обладает большей адгезией к поверхности стержня и более высокой термостойкостью, чем рассмотренные выше смазки. Очевидно, это объясняется тем, что наряду с кремнийорганическими соединениями в составе смазки имеются материалы, содержащие в своем составе жирные кислоты (стеариновую и олеиновую). Известно [7–9], что они содержат карбоксильные группы ( $\text{COOH}$ ), которые, попадая на металлическую поверхность, примыкают к ней, образуя упорядоченные, прочные граничные слои смазочного материала, обладающие высоким сопротивлением касательным нагрузкам.

Снижение работы съема отливки со стержня наблюдается на протяжении шести экспериментов. Затем происходит скачок значения работы съема до уровня первоначальных значений и выше. Можно предположить, что это происходит из-за того, что слой смазки, накопившийся на поверхности стержня, достиг критической величины и был сорван предыдущей отливкой, либо смыт струей жидкого металла. Отливки, полученные при использовании указанной смазки, имеют чистую, блестящую поверхность.

Таким образом, при использовании смазок на основе горного воска, кремнийорганических соединений, а также смазки «Петрофер» на поверхности оснастки образуется слой, способные к росту что выражается в последовательном уменьшении работы срыва отливки со стержня.

Через несколько заливок происходит разрушение образовавшегося слоя.

При первом нанесении смазки работа срыва в трех названных случаях различается незначительно. И если достаточно заметное уменьшение работы съема при работе на горном воске наблюдается уже во втором эксперименте, то аналогичное изменение при использовании смазок «Петрофер» и на кремнийорганической основе наблюдается только в третьем и четвертом экспериментах. Однако снижение работы съема в двух последних случаях проявляется наиболее сильно, достигая значений 30 % и менее от исходных. Это свидетельствует о более высокой термической стойкости названных смазок, а также их хорошей адгезии к поверхности пресс-формы.

Выполненные эксперименты, а также производственные испытания названных и разработанных смазок показали, что накопление смазок до значений, влияющих на качество поверхности отливок, не происходит. При дальнейшем повышении термостойкости смазок за счет использования более термостойких материалов такое явление вполне возможно.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Белопухов, А. К. Технологические режимы литья под давлением / А. К. Белопухов. – М.: Машиностроение, 1985. – С. 109.
2. Зеленев, В. Н. Смазка пресс-форм литья под давлением / В. Н. Зеленев, Л. Е. Кисиленко. – М.: Машиностроение, 1983. – С. 25.
3. Литье под давлением / А. К. Белопухов [и др.]. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во машиностроит. л-ры, 1962. – С. 145–147.
4. Рыжиков, А. А. О смываемости смазочных покрытий форм литья под давлением / А. А. Рыжиков, С. С. Храмов // Литейное производство. – 1982. – № 7. – С. 26–27.
5. Архипенков, Ю. В. Смываемость разделительных смазок форм литья под давлением / Ю. В. Архипенков, Г. И. Тимофеев // Литейное производство. – 1984. – № 3. – С. 22–23.
6. Михальцов, А. М. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов / А. М. Михальцов, А. А. Пивоварчик // Литье и металлургия. – 2007. – № 1. – С. 131–134.
7. Груднев, А. П. Технологические смазки в прокатном производстве / А. П. Груднев, В. Т. Тилик. – М.: Металлургия, 1975. – 366 с.
8. Груднев, А. П. Трение и смазки при обработке металлов давлением / А. П. Груднев, Ю. В. Зильберг, В. Т. Тилик. – М.: Металлургия, 1982. – 309 с.
9. Ахматов, А. С. Молекулярная физика граничного трения / А. С. Ахматов. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. л-ры, 1963. – 472 с.

УДК 621.771.63

Л. А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,  
М. И. СИДОРЕНКО, канд. техн. наук,  
Д. М. ИВАНИЦКИЙ, канд. техн. наук,  
М. М. МАЛЕКИАН, А. В. МАЗУРЕНКО (БНТУ)

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКОГО УГЛА ПРИ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКЕ ПОЛОС ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С НАРАСТАЮЩИМ ОБЖАТИЕМ

Прокатка полос переменной толщины с нарастающим обжатием может осуществляться непрерывным изменением расстояния между двумя вращающимися валками (рис. 1) [1]. Благодаря этому изменяются геометрические размеры очага деформации, в том числе и критический угол.

Получение полос переменной толщины с указанными размерами требует вычисления критического угла на разных участках длины заготовки. Таким образом, знание мгновенного критического угла имеет большое значение не только в теории, но и в практике прокатки.

При выводе формулы для расчета мгновенного значения критического угла при продольной прокатке полосы переменной толщины в приводных валках равного диаметра с нарастающим обжатием рассмотрим схему на рис. 1. Примем, что контактные касательные напряжения по дуге касания постоянны и заданы условием Зибеля

$$\tau_x = f k, \quad (1)$$

где  $k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_T$  – пластическая постоянная;  $f$  – средний коэффициент контактного трения металла о валки.

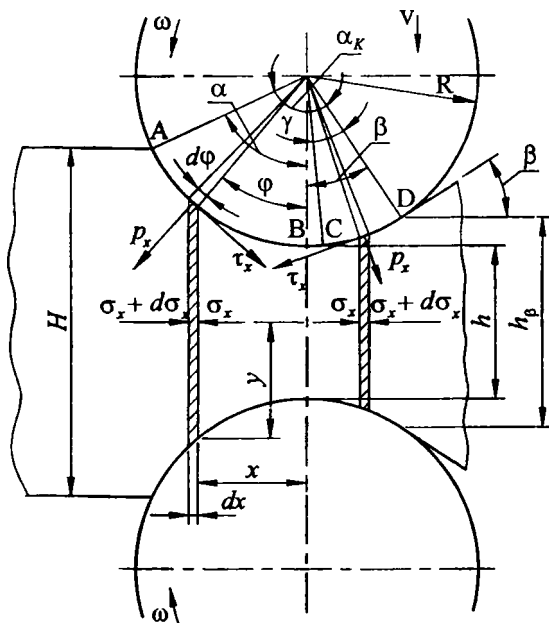


Рис. 1. Схема действия сил в очаге деформации при прокатке с нарастающим обжатием

Дифференциальное уравнение равновесия сил согласно Карману [2]

$$\frac{dp_x}{dx} - \frac{k}{y} \frac{dy}{dx} \pm \frac{\tau_x}{y} = 0, \quad (2)$$

где  $p_x$  – нормальное контактное напряжение по дуге касания металла с валком;  $x$  и  $y$  – текущие ординаты дуги касания.

Знак плюс перед  $\tau_x$  относится к зоне отставания, а знак минус – к зоне опережения.

Если принять, что

$$dx = R \cos \varphi d\varphi; \quad y = 0,5[h + 2R(1 - \cos \varphi)] \quad \text{и} \quad \frac{dy}{dx} = \operatorname{tg} \varphi,$$

то уравнение (2) с учетом выражения (1) можно записать в виде

$$\frac{dp_{\varphi}}{R \cos \varphi d\varphi} - \frac{2k}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\operatorname{tg} \varphi \mp f) = 0.$$

Отсюда

$$dp_{\varphi} = \frac{2kR}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) d\varphi, \quad (3)$$

или после подстановки соотношения

$$1 - \cos \varphi = 2 \sin^2 \frac{\varphi}{2}$$

получим

$$dp_{\varphi} = \frac{2k}{\frac{h}{R} + 4 \sin^2 \left( \frac{\varphi}{2} \right)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) d\varphi. \quad (4)$$

Для участка  $AB$  зоны отставания и участка  $CD$  зоны опережения очага деформации

$$dp_{\varphi} = \frac{2k}{\frac{h}{R} + 4 \sin^2 \left( \frac{\varphi}{2} \right)} (\sin \varphi - f \cos \varphi) d\varphi. \quad (5)$$

Для участка  $BC$  зоны отставания при прокатке с нарастающим обжатием

$$dp_{\varphi} = \frac{2k}{\frac{h}{R} + 4 \sin^2 \left( \frac{\varphi}{2} \right)} (\sin \varphi + f \cos \varphi) d\varphi. \quad (6)$$



После интегрирования уравнений (5) и (6), а также постановки значений  $\sin^2\left(\frac{\varphi}{2}\right) \approx \left(\frac{\varphi}{2}\right)^2$  и  $\operatorname{tg}\left(\frac{\varphi}{2}\right) \approx \frac{\varphi}{2}$  получим:

для участка  $AB$  зоны отставания

$$p_{\varphi} = k \ln\left(\frac{h}{R} + \varphi^2\right) - \frac{2kf\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\varphi}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) + kf\varphi + c_{\sigma T_1}; \quad (7)$$

для участка  $CD$  зоны опережения

$$p_{\varphi} = k \ln\left(\frac{h}{R} + \varphi^2\right) + kf\varphi - \frac{2kf\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\varphi}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) + c_{\sigma O_1}; \quad (8)$$

для участка  $BC$  зоны отставания

$$p_{\varphi} = k \ln\left(\frac{h}{R} + \varphi^2\right) - kf\varphi + \frac{2kf\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\varphi}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) + c_{\sigma T_2}. \quad (9)$$

Постоянные интегрирования  $c_{\sigma T_1}$  и  $c_{\sigma O_1}$  определяем из граничных условий, рассматривая процесс прокатки без натяжения полосы.

В точке  $A$  при  $\varphi = \alpha_K - \beta$  получим  $p_{\varphi} = 2k$ , а в точке  $D$  при  $\varphi = \beta$  тоже  $p_{\varphi} = 2k$ .

Подставив данные значения  $p_{\varphi}$  и  $\varphi$  в уравнения (7) и (8), запишем:

$$c_{\sigma T_1} = k \left\{ 2 - \ln\left(\frac{h}{R} + \alpha^2\right) + \frac{2f\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\alpha}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) - f\alpha \right\};$$

$$c_{оп1} = k \left\{ 2 - \ln \left( \frac{h}{R} + \beta^2 \right) + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - f \beta \right\}.$$

После подстановки из последних выражений постоянных интегрирования  $c_{от1}$  и  $c_{оп1}$  в (7) и (8) получим уравнения для определения распределения нормальных контактных напряжений по дуге касания:

в зоне отставания на участке  $AB$

$$p_{\varphi} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\alpha - \varphi)}{1 + \frac{\alpha \varphi}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) + f (\varphi - \alpha) \right\}; (10)$$

в зоне опережения на участке  $CD$

$$p_{\varphi} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta - \varphi)}{1 + \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right) \frac{\beta \varphi}{4}} \right] - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) + f (\varphi - \beta) \right\}; (11)$$

где  $\beta$  – центральный угол, определяющий положение сечения выхода раската из валков (угол клиновидности), рад.

Решая для точки  $B$  (при  $\varphi = 0$ ) совместно уравнения (9) и (10), определяем постоянную интегрирования  $c_{от2}$ :

$$c_{от2} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - \ln \left( \frac{h}{R} + \alpha^2 \right) - f \alpha \right\}.$$

Тогда уравнение (9) для определения нормального контактного напряжения в зоне отставания на участке *BC* можно записать в следующем виде:

$$p_{\varphi} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\varphi + \alpha)}{1 - \frac{\varphi \alpha}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) - f(\varphi + \alpha) \right\}. \quad (12)$$

Если сечение будет расположено слева от плоскости осей валов, то для участка *CB*, в данном случае находящегося в зоне опережения, дифференциальное уравнение прокатки (6) остается без изменения.

После интегрирования уравнения (6) запишем

$$p_{\varphi} = k \ln \left( \frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - k f \varphi + \frac{2k f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + c_{\text{оп}2}. \quad (13)$$

Постоянную интегрирования  $c_{\text{оп}2}$  определяем после совместного решения уравнений (11) и (13) для точки *B* при  $\varphi = 0$ . В этом случае

$$c_{\text{оп}2} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \beta \right) - \ln \left( \frac{h}{R} + \beta^2 \right) - f \beta \right\}.$$

После подстановки значения  $c_{\text{оп}2}$  в (13) получим уравнение для определения нормального контактного напряжения по дуге касания в зоне опережения на участке *CB*

$$p_{\varphi} = k \left\{ 2 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta + \varphi)}{1 - \frac{\beta \varphi}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) - f(\beta + \varphi) \right\}. \quad (14)$$

Мгновенный угол критического сечения, определяющий границу раздела между зоной опережения и зоной отставания, можно найти из условия, что в критическом сечении

$$P_{оп\gamma} = P_{от\gamma}.$$

Тогда из совместного решения уравнений (10) и (14) при  $\varphi = \gamma - \beta$  или уравнений (11) и (12) при  $\varphi = \beta - \gamma$  в зависимости от положения критического сечения относительно плоскости осей валков, после подстановки значений  $\operatorname{tg}\left(\frac{\varphi A}{2B}\right) \approx \frac{\varphi A}{2B}$ ;  $\left(\frac{\varphi}{2} A\right)^2 \frac{\operatorname{tg} C}{B} \approx 0$ , где, в свою очередь:

$$A = \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}; B = \left(1 + 2\frac{R}{h}\right); C = \frac{A}{4fB} \ln\left(\frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2}\right) + 0,5 \left[ \operatorname{arctg}\left(\frac{\alpha}{2} A\right) - \operatorname{arctg}\left(\frac{\beta}{2} A\right) \right] + \frac{A}{4B} (\beta - \alpha),$$

получим уравнение

$$\gamma = \frac{1 + 2\frac{R}{h}}{\frac{R}{h} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{tg} \left\{ \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4f \left(1 + 2\frac{R}{h}\right)} \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2} \right) \right\} + 0,5 \left[ \operatorname{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) - \operatorname{arctg} \left( \frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) \right] + \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4 \left(1 + 2\frac{R}{h}\right)} (\beta - \alpha) + \beta. \quad (15)$$

Ограничиваясь первыми членами разложения функций  $\operatorname{tg}$ ,  $\operatorname{arctg}$  и  $\ln$  в ряд, из уравнения (15) получаем упрощенное выражение

$$\gamma = \frac{\alpha_K}{2} \left( 1 - \frac{\alpha_K}{2f} + \frac{\beta}{f} \right). \quad (16)$$

По полученным формулам (15) и (16) построены графики, представленные на рис. 2. Кроме того, при построении этих графиков использованы данные [3]. Из представленных графических зависимостей следует, что для разных углов  $\beta$  и коэффициентов контактного трения  $f$  при заданном отношении  $R/h = 10$  с ростом угла контакта  $\alpha_K$  значения критического угла  $\gamma$  вначале возрастают, а затем уменьшаются. Такие же зависимости имеют место и при продольной прокатке полос постоянной толщины [2]. Для различных коэффициентов контактного трения формула (15) и данные [3] дают близкие результаты. Однако при величине коэффициента контактного трения, равной 0,5, и больших значениях угла контакта валков с металлом  $\alpha_K$  наблюдается некоторое несоответствие между графиками, построенными по формулам (15), (16) и по данным [3].

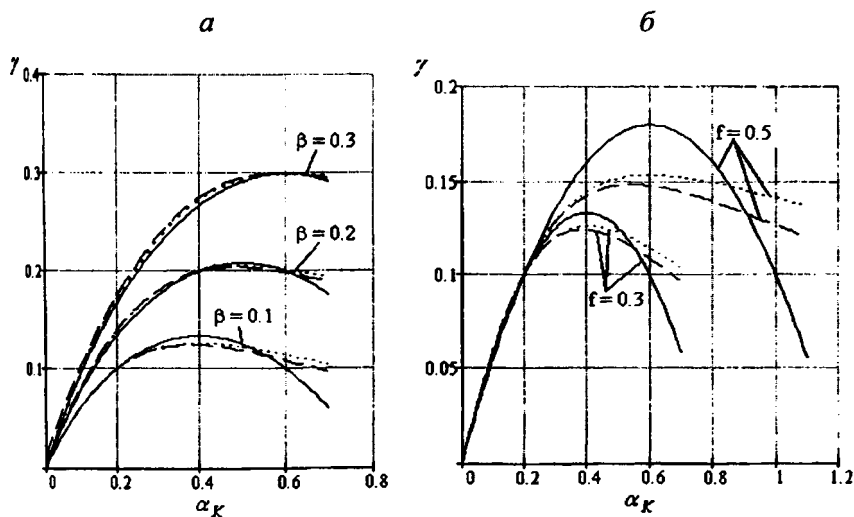


Рис. 2. Изменение мгновенного критического угла при прокатке с нарастающим обжатием в зависимости: а – от угла касания  $\alpha_K$  и угла  $\beta$ , определяющего положение сечения выхода при коэффициенте трения  $f = 0,3$  и  $R/h = 10$ ; б – от угла касания  $\alpha_K$  и коэффициента трения  $f$  при  $R/h = 10$  и  $\beta = 0,1$  по формулам (15) (----), (16) (—) и по данным [3] (.....)

Таким образом, использовать приближенную формулу (16) целесообразно в случае небольших значений коэффициента контактного трения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Данилов, В. Д. опережение при прокатке профилей переменного сечения / В. Д. Данилов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1974. – № 1. – С. 82–86.
2. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков [и др.]. – М.: Металлургия, 1980. – 319 с.
3. Данилов, В. Д. Критический угол при продольной прокатке профилей переменного сечения в приводных валах равного диаметра / В. Д. Данилов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1974. – № 8. – С. 43–46.

УДК 620. 4539.37

И. В. КАЧАНОВ, д-р техн. наук, В. Н. ШАРИЙ (БНТУ)

### РЕГИСТРАЦИЯ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА УДАРНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ СТЕРЖНЕВЫХ ИЗДЕЛИЙ С ПЛАКИРОВАНИЕМ ТОРЦА

Технология ударного выдавливания стержневых изделий с плакированием торца является новой и заключается в получении стержневых изделий (пуансонов, выталкивателей, прошивной, фрез, электродов, долбяков и т. д.) методом выдавливания металлов в конических матрицах со сваркой основы и плакирующего слоя на конечной стадии процесса за счет пластического истечения металлов в радиальную полость матрицы [1]. Высокая эффективность технологии обусловлена значительной экономией высоколегированных инструментальных сталей (до 95 %), а также возможностью обработки малопластичных и труднодеформируемых материалов с одновременным формированием в изделиях комплекса повышенных физико-механических и эксплуатационных свойств.

При ударном выдавливании наблюдается снижение сил контактного трения, улучшение теплового баланса и, как следствие, повышение пластичности деформируемого металла. Изделия, полученные в результате обработки таким методом, имеют плотную во-

докнистую структуру, прочное сварное соединение по границе раздела материала основы и плакирующего слоя, высокое качество поверхности и точность размеров, достигающую 6–7 класса.

Однако для успешного промышленного внедрения такой технологии нужны сведения об оптимальных кинематических и энергосиловых режимах деформирования, пиковых нагрузках, действующих на инструмент на стадиях формообразования и плакирования.

К настоящему времени для измерения кинематических параметров процесса исследователями широко используются последние достижения техники высокоскоростного фотографирования. Так, в работах [2, 3] для получения зависимости  $h(t)$  использовались скоростные съемочные камеры. Для этих же целей авторы работ [4–7] применяли сверхскоростные фоторегистраторы (СФР), которые обеспечивали съемку со скоростью до миллиона кадров в секунду с высокой точностью регистрации временных интервалов. Однако к недостаткам СФР следует отнести малый размер кадра, а также сложность синхронизации моментов начала деформации и съемки, учитывая, что процесс скоростного выдавливания с плакированием торца реализуется в диапазоне скоростей 60–130 м/с и является весьма кратковременным (300–900 мкс).

На основании вышеизложенного в данной работе предлагается методика регистрации кинематических и энергосиловых параметров процесса ударного выдавливания стержневых изделий с плакированием торца.

Для регистрации кинематических параметров пуансона нами были разработаны измерительные схемы дискретного и непрерывного действия.

Измерительная схема дискретного действия позволяет реализовать надежный запуск генератора развертки лучей осциллографа до момента соударения пуансона с заготовкой; регистрацию начальной скорости подлета пуансона к заготовке; запись дискретной осциллограммы  $h(t)$  «путь пуансона – время». Основными элементами дискретной измерительной схемы являются оптический квантовый генератор 1, фотодиод 2, фокусирующие линзы 3, 4 и пуансон 5 (рис. 1, а). На боковой поверхности пуансона 5 выполняются кольцевой выступ А с базой  $L_6$  и измерительная «гребенка» Б, представляющая собой сочетание периодически повторяющихся кольцевых выступов и впадин с одинаковой базой  $L_7$  (рис. 1, а).

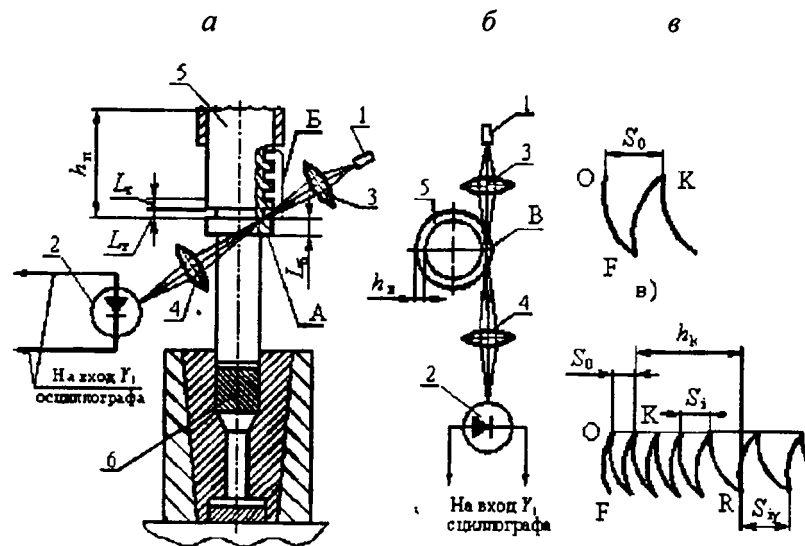


Рис. 1. Измерительная схема дискретной регистрации кинематических параметров пуансона



Луч света, направленный от квантового генератора  $I$  к фотодиоду  $2$ , с помощью линз  $3, 4$  собирался в точку  $B$  диаметром  $d = 0,3$  мм. При этом взаимное расположение осей светового потока и пуансона устанавливалось таким образом, что сфокусированная точка  $B$  находилась на середине отрезка  $h_n$ , характеризующего высоту кольцевого выступа гребенки  $B$  (рис. 1, б). Такое положение луча приводило при перемещении пуансона  $5$  к попеременному затемнению или освещению фотодиода  $2$ , что в свою очередь сопровождалось формированием на его выходе электрического сигнала (напряжения) с противоположной полярностью.

Рассмотренная измерительная схема работает следующим образом. При подлете к образцу  $6$  пуансон  $5$  кольцевым выступом  $A$  перекрывает световой поток, направленный от квантового генератора  $I$  в фотодиод  $2$ . В результате этого на выходе фотодиода  $2$  формируется импульс напряжения, который поступает на вход  $Y_1$  осциллографа  $C1-18$  и запускает развертку двух лучей на его экране.

Одновременно с запуском развертки один из лучей на экране осциллографа, связанный со входом  $Y_1$ , отклоняется вниз по кривой  $OF$  (рис. 1, в). В точке  $F$  перемещение луча вниз прекращается и он по кривой  $FK$  возвращается в исходное горизонтальное положение. Точка  $F$  на этом участке осциллограммы соответствует моменту выхода кольцевого выступа  $A$  из-под освещения световым потоком. В результате этого освещенность фотодиода  $2$  резко возрастает, что приводит к формированию на его выходе сигнала противоположной полярности, под действием которого и осуществляется обратное перемещение луча на экране осциллографа из точки  $F$  в точку  $K$ . Последующее пересечение светового потока, направленного в фотодиод, первым кольцевым выступом измерительной гребенки  $B$  вновь сопровождается отклонением луча, но уже из точки  $K$  (рис. 1, в). Таким образом, перемещение пуансона  $5$  при подлете к заготовке  $6$  и в процессе ее деформирования сопровождается очередным затемнением и освещением фотодиода  $2$ , что приводит к появлению на экране осциллографа характерной осциллограммы  $h_n(t)$  «ход луча – время», состоящей из остроконечных импульсов (рис. 1, г). Расстояние по горизонтали  $S_0, S_i$  между вершинами пиков осциллограммы  $h_n(t)$  позволяет определить (при известной скорости развертки луча) время прохождения пуансоном базового отрезка пути  $L_6$  или  $L_r$ . С учетом изложенного средняя скорость  $v_0$  подлета пуансона  $5$  к заготовке  $6$  определялась по формуле

$$v_0 = \frac{L_6 + L_r}{S_0 v_p}, \quad (1)$$

где  $L_6$  и  $L_r$  – размеры по высоте кольцевого выступа А и первой впадины на измерительной гребенке Б (рис. 1, а);  $S_0$  – расстояние по горизонтали между точками  $O$  и  $K$  на осциллограмме;  $v_p$  – скорость развертки луча на экране осциллографа.

Аналогичным образом при подстановке в (1) параметров  $L_r$  измерительной гребенки Б получаем скорость пуансона 5 в процессе деформирования заготовки 6. Измерительная оптическая схема настраивается таким образом, что момент перекрытия светового потока первым кольцевым выступом гребенки Б (точка  $K$  на осциллограмме) совпадает с началом пластической деформации заготовки. Такое постоянное положение точки, характеризующее начало деформации заготовки 6, позволяет на осциллограмме  $h_n(t)$  по известной величине пути  $h_k$  определять момент окончания силового воздействия со стороны пуансона 5 на заготовку 6 (точка  $R$  на осциллограмме). Отсюда следует, что расстояние  $S_{iy}$ , взятое на осциллограмме за точкой  $R$ , характеризует кинематику пуансона уже на стадии отскока. Учитывая это обстоятельство, путем подстановки в формулу (1) значений  $S_{iy}$  и  $L_r$  определяется средняя скорость отскока пуансона  $v_y$ .

По известным значениям этой скорости и массы  $M$  пуансона устанавливается величина остаточной энергии пуансона на стадии отскока

$$E_y = M \frac{v_y^2}{2}. \quad (2)$$

КПД удара  $\eta_y$  получаем по формуле

$$\eta_y = \frac{E_n - E_y}{E_n}, \quad (3)$$

где  $E_n$  – номинальная энергия пуансона ( $E_n = Mv_0^2 / 2$ ).

Анализ формулы (1) показывает, что точность измерения скорости с помощью дискретной схемы в основном зависит от точности определения отрезков  $S_0$ ,  $S_i$ ,  $S_j$ , на осциллограмме  $h_n(t)$ . Для повышения точности измерения этих отрезков осциллограммы печатались на фотобумагу с десятикратным увеличением. Увеличенные фотографии обрабатывались с помощью горизонтального компаратора ИЗА-2, точность измерения которого составляет 0,001 мм. Однако при обработке данных из-за расплывчатости линий на фотографиях точность измерения отрезков  $S_i$  составляла 0,02 мм, что соответствовало в среднем погрешности 2 %.

На основе дискретной схемы была разработана еще одна измерительная схема, которая наряду с запуском развертки и определением начальной скорости подлета пуансона к заготовке обеспечивала получение непрерывной зависимости «путь пуансона – время» (рис. 2).

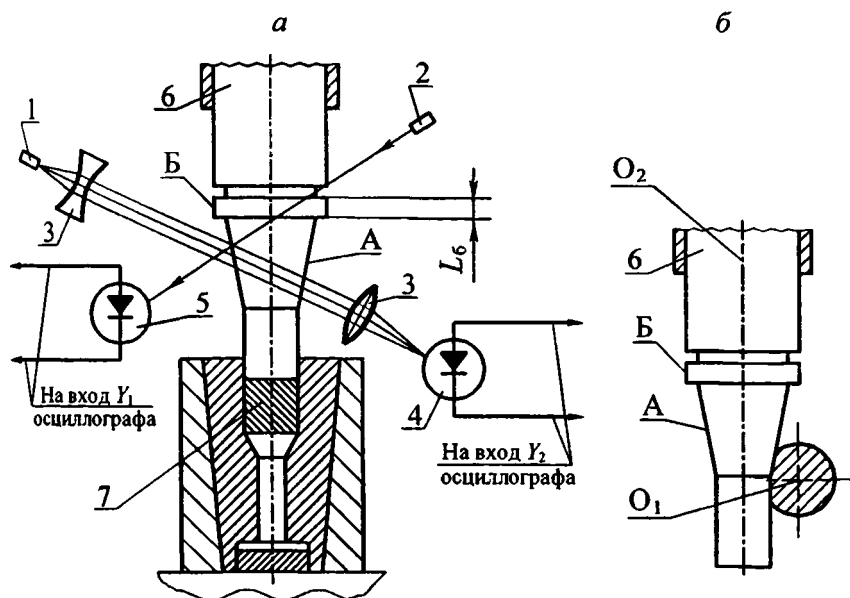


Рис. 2. Измерительная схема непрерывной регистрации кинематических параметров пуансона

В данной схеме применялись два квантовых генератора 1, 2, система линз 3, фотодиоды 4, 5, а также пуансон 6 с конической боковой поверхностью А и кольцевым выступом Б (рис. 2, а). Луч света, направленный от квантового генератора 2 в фотодиод 5, использовался в данной схеме для запуска развертки лучей на экране осциллографа и измерения начальной скорости пуансона. В то же время луч, выходящий из квантового генератора 1 с помощью телескопической системы линз 3, преобразовывался в цилиндрический световой поток диаметром 18–30 мм.

Оси цилиндрического светового потока  $O_1$  и пуансона  $O_2$  в пространстве располагались таким образом, что перемещение последнего сверху вниз приводило к постепенному перекрытию светового потока конической поверхностью А (рис. 2, б).

Квантовые генераторы 1 и 2 в этой схеме были расположены так, что момент начала перекрытия конической поверхностью А цилиндрического светового потока, направленного в фотодиод 4, совпадал с моментом выхода кольцевого выступа Б из-под лазерного луча, направленного в фотодиод 5.

Схема с непрерывной регистрацией кинематики пуансона работает следующим образом. При подлете пуансона 6 к заготовке 7 происходит запуск двух лучей осциллографа и регистрация начальной скорости пуансона в результате пересечения кольцевым выступом Б луча, выходящего из квантового генератора 2. После соударения пуансона 6 с заготовкой 7 освещенность фотодиода 4 будет уменьшаться в результате перекрытия светового потока конической поверхностью А пуансона 6. По мере затемнения фотодиода 4 величина напряжения на его выходе изменяется, что вызывает соответствующее отклонение луча на экране осциллографа. Полное перемещение пуансона в процессе деформации позволяет получить осциллограмму  $h_n(t)$  «ход луча – время». Типовые осциллограммы, полученные с помощью непрерывной схемы, показаны на рис. 3. При этом верхняя осциллограмма на рис. 3 использовалась для определения скорости  $v_0$  подлета пуансона к заготовке, а нижняя – для анализа кинематики пуансона в процессе деформации.

Для расшифровки нижней осциллограммы «ход луча – время» строилась тарировочная кривая «путь пуансона – ход луча» (рис. 4).

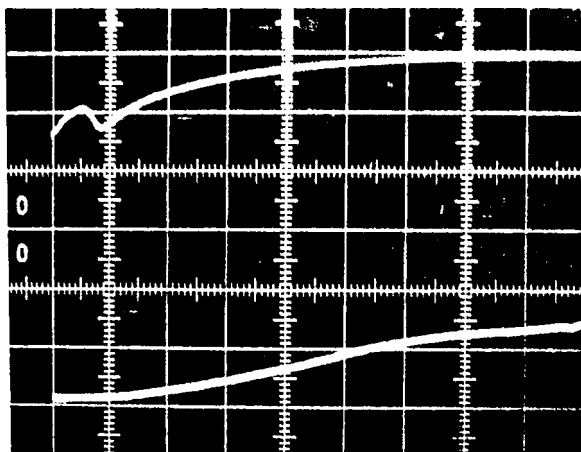


Рис. 3. Типовые осциллограммы кинематики пуансона, полученные при срабатывании непрерывной измерительной схемы; данные для расшифровки: скорость развертки луча  $v_p = 100$  мкс/см;  $L_6 + L_T = 0,6$  см

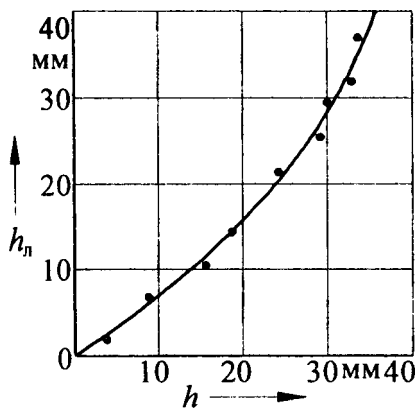


Рис. 4. Тарировочный график  $h(h_n)$  «путь пуансона – ход луча» для непрерывной измерительной схемы

Затем путем сопоставления тарировочной кривой «пуансон-ход луча» и осциллограммы «ход луча – время» осуществлялся переход к зависимости  $h(t)$  «пуансон – время». После получения зависимости  $h(t)$  проводилось ее графическое (в ряде случаев численное) дифференцирование, позволяющее определить скорость и ускорение пуансона в процессе деформации. Величина усилия действующего на пуансон, устанавливалась по известным значениям его массы и ускорения.

В рассмотренных измерительных схемах использовались гелий-неоновые квантовые генераторы ЛГ-56, ЛГ-78 и кремневые фотодиоды ФД-9К с частотной характеристикой, равной 100 кГц. Применение квантовых генераторов позволило облегчить проведение экспериментов за счет расположения указанных приборов на расстоянии 2–3 м от очага деформации. При этом повысилась точность регистрируемых параметров за счет снижения воздействия вибрации и ударных волн на измерительную аппаратуру.

Применение кремневых фотодиодов ФД-9К обеспечивало получение на их выходе сигналов, достигаемых десятков милливольт и не требующих использования усилительной аппаратуры. Указанные сигналы поступали на вход синхронизации и основные входы  $Y_1$  и  $Y_2$  двухлучевого электронного осциллографа С1-18. Этот прибор характеризуется широкой полосой пропускания измеряемых сигналов, равной 1–2 МГц, что позволяет использовать его для исследования импульсных процессов с продолжительностью  $(0,5-1) \cdot 10^{-6}$  с. При этом погрешность измерения сигналов по амплитуде и продолжительности согласно паспортным данным прибора С1-18 не превышает 10 %, что является вполне допустимой величиной при регистрации кинематических и силовых параметров в условиях скоростного формоизменения с плакированием торца, реализуемого ударом пуансона по деформируемой заготовке [7].

## Выводы

1. Для регистрации кинематических и энергосиловых параметров скоростного выдавливания стержневых изделий с плакированием торца, реализуемого в диапазоне скоростей деформирования

60–130 м/с с длительностью 300–900 мкс, разработаны методики, основанные на использовании лазерных генераторов типа ЛГ-56, ЛГ-78 и кремневых фотодиодов ФД-9К с частотной характеристикой, равной 100 кГц.

2. Для регистрации кинематики пуансона разработаны две измерительные схемы дискретного и непрерывного действия, обеспечивающие измерение начальной и текущей скоростей деформирования при использовании в качестве регистратора осциллографа С1–18 с погрешностью, не превышающей 10 %.

3. Получен тарировочный график  $h(h_n)$  «путь пуансона – ход луча», позволяющий по отклонению луча осциллографа определять перемещение пуансона в функции времени  $h(t)$  с последующим построением зависимостей  $v(t)$  «скорость пуансона – время» и  $\omega(t)$  «ускорение пуансона – время» в процессе скоростного выдавливания стержневых изделий с плакированием торца.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Способ изготовления стержневых деталей (заявка № а20060140 от 19.02.2006 на выдачу патента РБ).
2. Высокоскоростная деформация металлов / В. И. Беляев [и др.]. – Минск: Наука и техника, 1976. – 224 с.
3. Капранов, В. Н. Исследование процесса высокоскоростного горячего выдавливания полостей кузнечных штампов: автореф. ... дис. канд. техн. наук // В. Н. Капранов. – Омск, 1974. – 19 с.
4. Анципорович, П. П. Пластическое течение металлов и сплавов при холодном высокоскоростном выдавливании: автореф. ... дис. канд. техн. наук // П. П. Анципорович. – Минск, 1970. – 17 с.
5. Исследование кинематических и силовых параметров высокоскоростного прессования / Л. С. Шабска [и др.] // *Металлургия*. – Минск: Вышэйш. шк., 1970. – Вып. 5. – С. 77–79.
6. Вагин, В. А. Методы исследования высокоскоростного деформирования металлов / В. А. Вагин, Г. Н. Здор, В. С. Мамутов. – Минск: Наука и техника, 1990. – 207 с.
7. Качанов, И. В. Скоростное горячее выдавливание стержневых изделий / И. В. Качанов; под ред. Л. А. Исаевича. – Мн.: УП «Технопринт», 2002. – 327 с.

Е. Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, д-р техн. наук,  
М. В. КУДИН, канд. техн. наук (БНТУ)

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТОЧНОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ ПРОКАТА

В прокатном, как и в других обрабатывающих производствах, технологический процесс и используемое оборудование должны обеспечить получение изделий с заданной точностью. Исследованию условий, влияющих на точность прокатываемых изделий, посвящен ряд работ [1–3]. В них описаны результаты измерения продольной разнотолщинности у длинномерных полос и лент, прокатываемых на реверсивном стане из латунных и медных слэбов толщиной 98,5 мм и предварительно прокатанных заготовок. Эксперименты, проводимые в условиях производства в течение нескольких лет, позволили установить, что на условия процесса прокатки влияют разнотолщинность заготовки, изменения температуры проката и валков, продольные напряжения (передний и задний подпор или натяг), условия трения и неточность оборудования (биение валков). В работах [1, 2] описаны результаты экспериментов по продольной прокатке стальных заготовок. Показано, что с увеличением или уменьшением толщины заготовки при неизменном растворе валков толщина проката линейно возрастает или уменьшается. Отмечено увеличение толщины с уменьшением температуры заготовки и повышением ее твердости. В [4] установлена более сложная, нелинейная зависимость разнотолщинности проката от погрешностей размеров исходной заготовки. В [4, 5] анализируется влияние жесткости рабочей клетки на точность проката различных профилей. Там же отмечена нелинейная зависимость упругой деформации рабочей клетки в функции распирающих валки усилий  $P$ .

Толщина проката рассматривается как сумма установочного зазора между валками  $h_0$  и упругой деформации рабочей клетки  $h_y$

$$h = h_0 + h_y = h_0 + P / J, \quad (1)$$

где  $J$  – коэффициент жесткость рабочей клетки.



В [1, 3] анализируется поэлементно влияние различных факторов технологического процесса и упругой деформации отдельных деталей рабочей клетки на разнотолщинность проката. Зависимости колебания усилий на валки  $dP$  от изменения толщин исходной  $dH$  и прокатанной  $dh$  заготовок, фактического сопротивления деформации  $d\sigma_\phi$ , колебания натяжения  $d\sigma$  и коэффициента трения  $d\mu$  выражены в дифференциальном виде

$$dP = \frac{\partial P}{\partial H} dH + \frac{\partial P}{\partial h} dh + \frac{\partial P}{\partial \sigma_\phi} d\sigma_\phi + \frac{\partial P}{\partial \sigma} d\sigma + \frac{\partial P}{\partial \mu} d\mu. \quad (2)$$

Дифференцированием выражения (1) получена величина продольной разнотолщинности в функции изменения усилия на валки

$$dh = dh_0 + dP / J, \quad (3)$$

которая с учетом всех изменяющихся параметров имеет вид [3, 4]

$$dh = \frac{1}{J + \partial P / \partial h} \left( JdH + \frac{\partial P}{\partial H} dH + \frac{\partial P}{\partial \sigma_\phi} d\sigma_\phi + \frac{\partial P}{\partial \sigma} d\sigma + \frac{\partial P}{\partial \mu} d\mu \right). \quad (4)$$

Такое решение в принципе позволяет выявить влияние различных факторов процесса прокатки на толщину прокатанной полосы и выделить значимые из них, установить связь между общей жесткостью клетки и различными параметрами процесса. Однако в этих работах влияние объективно изменяющихся параметров процесса учитывается коэффициентами, полученными по результатам экспериментов.

Для проведения экспериментов по выявлению влияния разнотолщинности и изменения температуры прокатываемых заготовок использовали литые полосы цинка толщиной 15 мм. Использование в качестве материала образцов цинка обусловлено сравнительно низкими температурами его горячей обработки давлением и сопротивлением пластической деформации [6, 7]. Это позволяет в широких пределах варьировать обжатием за проход и шириной прокатываемых полос. Цинк как материал для проведения экспериментов при исследовании различных вопросов обработки материалов дав-

лением использовали такие известные ученые, как С. И. Губкин, А. И. Целиков, А. А. Бочвар, И. А. Антонов, М. П. Славинский и другие, что позволяет анализировать, обобщать и сопоставлять их результаты с результатами проводимых исследований.

Эксперименты проводили по методу, разработанному И. М. Павловым [8]. Метод заключается в прокатке образцов полос с заостренным в виде клина концом. При постоянном установочном растворе валков прокатка одного такого образца позволяет имитировать прокатку при всех прочих равных условиях большого числа образцов разной толщины.

Для проведения экспериментов использовали литые образцы толщиной  $H = 15$  мм, с углом заострения  $2\beta = 5^\circ$  при начальной толщине 5 мм (рис. 1). Точки измерения толщин клина фиксировали нанесением параллельных рисок с шагом  $t_k = 10$  мм с последующим заполнением их маркерной пастой. Эксперименты проводили с образцами шириной 32; 84 и 174 мм. Нагрев образцов до температуры  $160^\circ\text{C}$  осуществляли в камерной электропечи с силитовыми нагревателями. Методом пробных проходов стан настраивали на прокатку за один проход нагретой до  $160^\circ\text{C}$  полосы цинка шириной 32 мм с толщины 15 мм до 9 мм. Затем при неизменном растворе валков, частоте вращения валков и условиях смазки (масло индустриальное И20), задавая острым концом в валки, прокатывали клиновые образцы цинка. При этом с ростом обжатия скорость деформации, рассчитываемая по формуле (5) [9], возрастала от нуля до  $0,4 \text{ с}^{-1}$

$$u_{\text{ср}} = \frac{v_1}{l_d} \frac{\Delta H}{h}, \quad (5)$$

где  $v_1$  – скорость выхода заготовки из валков.

Измерение толщин прокатанных образцов проводили по сохранившимся, хотя и размытым, маркированным рискам.

Силовой контакт образцов с валками и их обжатие начинались с точки  $k$  (рис. 2), расположенной от конца заготовки на расстоянии

$$t_n = n_k t_k + \Delta t_k,$$

где  $n_k$  – количество рисок до деформации полосы;  $\Delta t_k$  – расстояние от недеформированной риски до начала деформации образца.

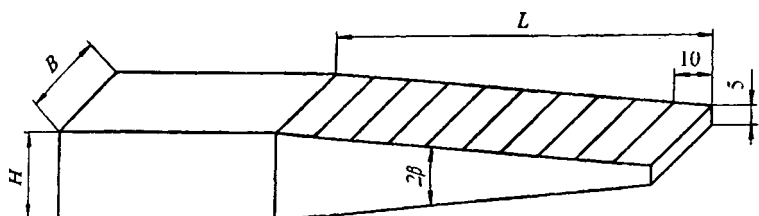


Рис. 1. Схема клинового образца

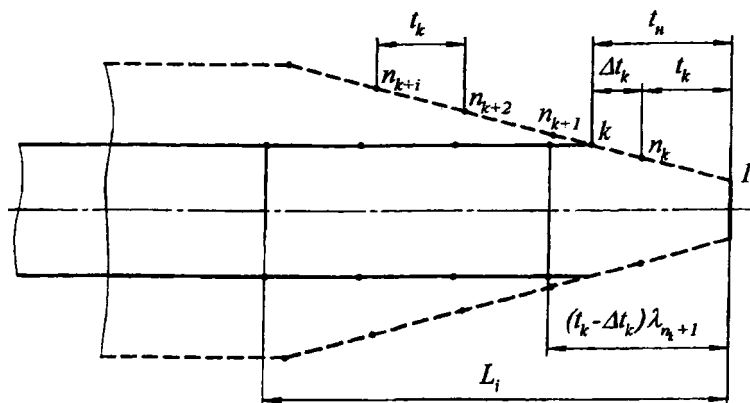


Рис. 2. Схема прокатки клинового образца

Расстояние до последующих  $i$  рисок рассчитывали по коэффициенту вытяжки  $\lambda_i$  на участках между рисок

$$L_i = t_n + (t_k - \Delta t_k) \lambda_{n_k + 1} + \sum_{i=n_k}^i \lambda_i t_k. \quad (6)$$

В результате прокатки клиновых образцов получены полосы в основном без «рванин» кромок и других дефектов. На боковых поверхностях участков с повышенным обжатием образовывалисьглаженные следы пересекающихся поверхностей скольжения.

Уширение до  $\Delta B \approx 6$  мм наблюдалось при прокатке узких образцов. Следует отметить, что в процессе прокатки раздавался характерный для двойникования треск.

Результаты измерения толщины по длине прокатанных образцов приведены на рис. 3.

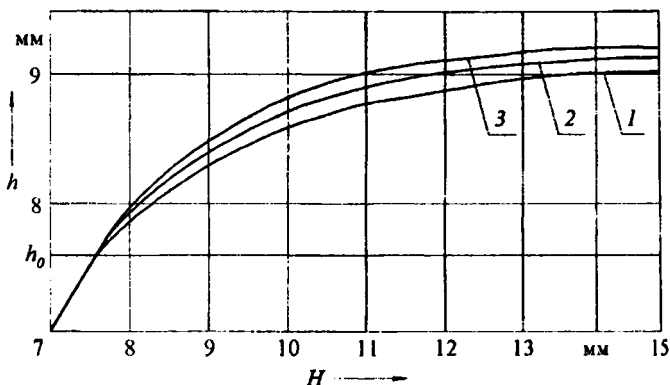


Рис. 3. График зависимости толщины проката  $h$  от толщины образца  $H$  при ширине образцов  $B$ , мм: 1 – 32; 2 – 84; 3 – 178

Из рис. 3 видно, что по мере увеличения их исходных толщин, описываемых функцией  $H_i = h_0 + 2L_i \operatorname{tg} \beta$ , толщина прокатанных полос нелинейно, с затухающей интенсивностью увеличивается. Отмеченное объясняется нестационарными условиями процесса прокатки, обусловленными переменными обжатиями, а следовательно, переменными углами захвата и площадями контактных с вальками поверхностей.

В процессе прокатки клиновых образцов валки сначала обкатывались по наклонным поверхностям (рис. 4), ликвидируя нарастающим распорным усилием люфты и уплотняя стыки сопрягаемых поверхностей воспринимающих нагрузку деталей рабочей клетки прокатного стана. Фактический захват клиновых образцов валками по достижению установочного зазора  $h_0$  между ними начинался с угла  $\beta/2$  (на рис. 4 в точке  $K$ ). Полный контакт с образцом по дуге захвата  $\alpha = \beta$  устанавливался при последующем повороте валков на



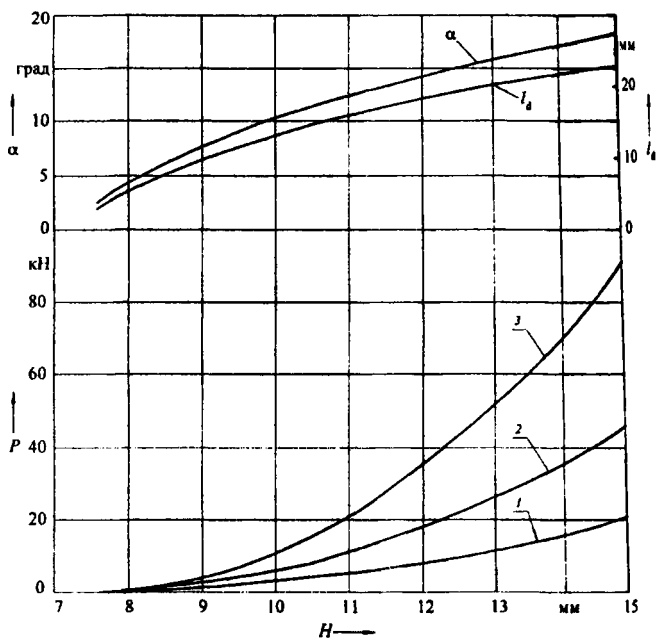


Рис. 5. Зависимости угла захвата  $\alpha$ , проекции дуги захвата на направление прокатки  $l_d$  и усилий на валки  $P$  от переменных толщин образцов  $H_i$  шириной  $B$ , мм: 1 – 32; 2 – 84; 3 – 178 ( $\alpha$ ;  $l_d = f(H_i)$  при  $B = 32$  мм)

Из рис. 6, показывающего обобщенную для образцов разной ширины зависимость толщины проката от усилий на валки, видно, что с увеличением усилий на валки интенсивность приращения толщины проката уменьшается до значения, близкого к линейному.

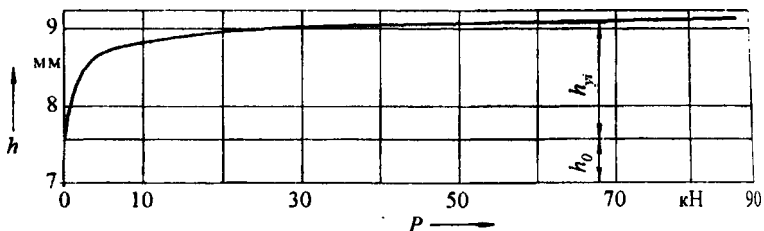


Рис. 6. Зависимость толщины проката от действующих на валки сил

При этом выделяются две области: первая, соответствующая сравнительно малым обжатиям и усилиям на валки, в которой с ростом усилий упругая игра валков  $h_y$  возрастает с уменьшающейся интенсивностью, и вторая – с близко к линейной зависимости  $h_y$  от  $P$ .

Нелинейное, интенсивное изменение толщины прокатанной полосы в функции ее обжатия, а следовательно, и усилий на валки, обусловлено в первой области непостоянством жесткости рабочей клетки прокатного стана, состоящей из большого числа находящихся под технологической нагрузкой имеющих разную жесткость деталей и сопрягаемых поверхностей. Очевидно, что в связи с этим нецелесообразно проводить прокатку в силовом режиме, соответствующем первой области: разнотолщинность исходной заготовки и отклонение от номинальной ее температуры, а следовательно, и сопротивление деформации, обуславливают значительную, трудно предсказуемую в условиях непостоянной жесткости рабочей клетки разнотолщинность прокатанной полосы.

Для прогнозирования точности по толщине прокатанной полосы переменные в пределах технологического допуска входные параметры сведены к двум: количественному – разнотолщинности исходной заготовки  $dH = H_{\max} - H_{\min}$  (рис. 7) и качественному – фактическому сопротивлению деформации металла  $\sigma$ , зависящему от его температуры. Из рис. 7 видно, что разнотолщинность исходной заготовки приводит к изменению угла захвата, который при сравнительно малых углах захвата можно выразить через обжатие  $\Delta H = H - h$  и радиус валков [1, 9]

$$\alpha = \sqrt{\Delta H / R}. \quad (8)$$

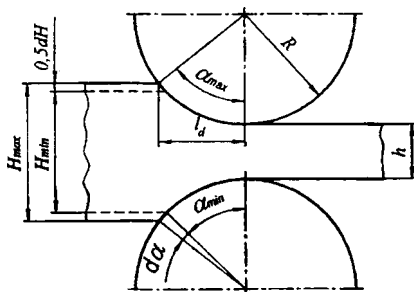


Рис. 7. Схема продольной прокатки полосы

Изменение фактического сопротивления деформации может происходить при изменении напряженно-деформированного состояния материала, которое в условиях продольной прокатки полосы может быть принято постоянным ( $n_{\sigma} = 0,8$ ), а также от изменения температуры металла в очаге деформации из-за неточности и неравномерности нагрева заготовки, ее охлаждения в процессе обработки, деформационного нагрева и других неизбежных, но допускаемых по технологическим условиям факторов. Для учета отклонения температуры  $dt$  от номинальной  $t$  использовали известную экспоненциальную зависимость механических свойств металлов, в том числе и сопротивления деформации, от температуры [10]

$$\sigma_t = \sigma_{t_0} \exp(n_t \Delta t), \quad (9)$$

где  $n_t$  – устанавливаемый экспериментально параметр, для цинка в области температур 60–200 °С равный  $n_t = -0,007$  [6, 7].

По результатам проведенных экспериментов и расчетов по (7) с учетом (8) и (9) построены графики зависимости усилий на валки и соответствующей им игры валков от величины обжатия в валках диаметром 200 мм полосы цинка толщиной 10 мм, шириной 100 мм (рис. 8 и 9).

Коэффициент жесткости рабочей клетки определили по результатам экспериментов (рис. 6), воспользовавшись формулой отношения конечных приращений (Коши) [11]

$$J = (P_1 - P_2)/(h_1 - h_2) = \Delta P / \Delta h, \quad (10)$$

где  $\Delta h$  и  $\Delta P$  – разность толщин прокатанных при  $h_0 = \text{const}$  заготовок и соответствующих им усилий на валки. По результатам расчета жесткость рабочей клетки используемого для экспериментов прокатного стана  $J = 245$  кН/мм.

Из рис. 8 и 9 видно, что с увеличением обжатия усилия на валки и соответствующее им упругое отжатие валков нелинейно, с уменьшающейся интенсивностью возрастают, что соответствует синусоидальной зависимости площади контакта с прокатываемым материалом от угла захвата. С увеличением температуры прокатываемого материала наследственная разнотолщинность прокатанной полосы уменьшается.



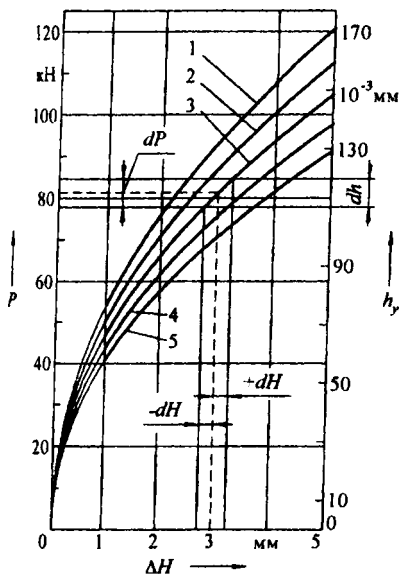


Рис. 8. Зависимость усилия на валки  $P$  и их упругого отжатия  $h_y$  от абсолютного отжатия полосы цинка толщиной 10 мм, шириной 100 мм при температуре (град.): 1 – 130; 2 – 140; 3 – 150; 4 – 160; 5 – 170

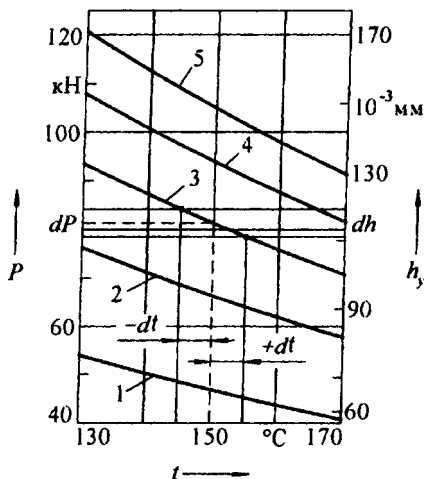


Рис. 9. Зависимость усилия на валки  $P$  и их упругого отжатия  $h_y$  от температуры прокатываемой полосы цинка толщиной 10 мм, шириной 100 мм при абсолютном отжатии (мм): 1 – 1; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 4; 5 – 5

Для математического описания этих зависимостей выражение (2) дифференцировали в частных производных, принимая  $\alpha$  и  $\sigma$ , переменными [1, 11]

$$dP = \frac{\partial P}{\partial \alpha} d\alpha + \frac{\partial P}{\partial \sigma} d\sigma. \quad (11)$$

Составляющие полученного дифференциального уравнения находили, дифференцируя (11) по двум переменным  $\alpha$  и  $\sigma$ :

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial P}{\partial \alpha} &= n_{\sigma} \gamma b R \sigma t; \\ \frac{\partial P}{\partial \sigma} &= n_{\sigma} \gamma b R \alpha. \end{aligned} \right\} \quad (12)$$

Полученные дифференциалы подставляли в (11)

$$dP = n_{\sigma} \gamma b R \sigma_t d\alpha + n_{\sigma} \gamma b R \alpha d\sigma. \quad (13)$$

Дифференцируя (8) и (9), определили дифференциалы переменных величин

$$d\alpha = \frac{dH}{2\sqrt{R\Delta H}}; \quad (14)$$

$$d\sigma = n_t \sigma_{t0} e^{n_t \Delta t} dt. \quad (15)$$

Подставив их значения в (13), получили выражение

$$dP = n_{\sigma} \gamma b R \sigma_{t0} \frac{dH}{2\sqrt{R\Delta H}} + n_{\sigma} \gamma b R \alpha n_t \sigma_{t0} e^{n_t \Delta t} dt,$$

преобразованием которого привели к более удобному для использования виду

$$dP = 0,5 \gamma n_{\sigma} b \sigma_{t0} \sqrt{R/\Delta H} (dH + 2n_t \Delta H e^{n_t \Delta t} dt). \quad (16)$$

Выражение (16) представляет математическую модель продольной прокатки, взаимно увязывающую изменение усилия на валки, а следовательно, в соответствии с (3) и наследственную разнотолщинность с отклонением от номинальной толщины (разнотолщинности) исходной заготовки  $\pm dH$ , ее температуры  $\pm dt$  и общего обжатия  $\Delta H$ . Поскольку графическое изображение фигуры в четырехмерном пространстве трудно воспринимаемо, на рис. 10 и 11 приведены дифференциальные кривые, графически изображающие выражение (16) соответственно при  $\Delta t = 0$  и  $dH = 0$ , т. е. показывающее чувствительность процесса соответственно только к исходной разнотолщинности и только к изменению температуры при разных обжатиях.

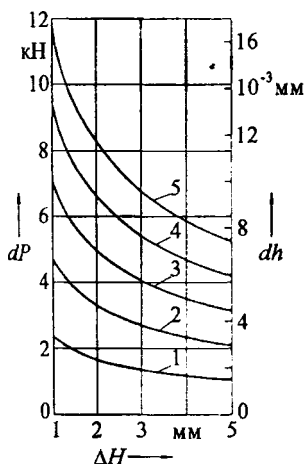


Рис. 10. Зависимость изменения усилий на валки  $dP$  и наследственной разнотолщинности  $dh$  от величины обжатия  $\Delta H$  полосы цинка толщиной 10 мм, шириной 100 мм при температуре 150 °С и ее разнотолщинности (мм): 1 – 0,1; 2 – 0,2; 3 – 0,3; 4 – 0,4; 5 – 0,5

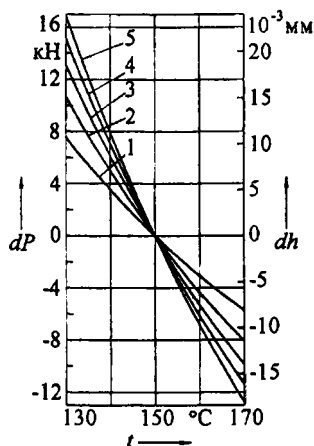


Рис. 11. Зависимость изменения усилий на валки  $dP$  и разнотолщинности  $dh$  от температуры полосы цинка толщиной 10 мм, шириной 100 мм при абсолютном обжатии (мм): 1 – 1; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 4; 5 – 5

Анализ полученных результатов показывает, что уменьшение по сравнению с номинальной только толщины исходной заготовки или только ее температуры в большей мере оказывает влияние на наследственную разнотолщинность, чем их увеличение. Однако влияние одновременных отклонений от номинальной толщины исходной заготовки и ее температуры более сложно: наименьшая наследственная разнотолщинность происходит при одновременном либо уменьшении и толщины и температуры, либо при их увеличении.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
2. Ларке, Е. К. Прокатка листового и полосового металла / Е. К. Ларке. – М.: Metallurgizdat, 1959. – 384 с.
3. Полухин, В. П. Математическое моделирование и расчет на ЭВМ листовых прокатных станков / В. П. Полухин. – М.: Металлургия, 1972. – 512 с.

4. Чернобривенко, Ю. С. Определение оптимальной жесткости рабочей клетки сортовых станов / Ю. С. Чернобривенко, В. И. Биба // Теоретические проблемы прокатного производства. Теория прокатки: материалы всесоюз. науч.-техн. конф. – М.: Металлургия, 1975. – С. 416 – 419.

5. Переработка гильз снарядов в тонкополосовой прокат / Л. А. Исаевич, Е. Б. Ложечников, Л. Е. Симонов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1999. – № 11. – С. 27–29.

6. Вол, А. Е. Цинк и его сплавы. Свойства цинка, его промышленное применение / А. Е. Вол. – М.; Л.: Металлургия, 1933. – 304 с.

7. Бобылев, А. В. Механические и технологические свойства металлов: справочник / А. В. Бобылев. – М.: Металлургия, 1980. – 296 с.

8. Павлов, И. М. Материалы по теории прокатки / И. М. Павлов. – М.: Металлургиздат, 1941. – Т. 3. – 245 с.

9. Теория прокатки: справочник / А. И. Целиков [и др.]. – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.

10. Губкин, С. И. Теория обработки металлов давлением / С. И. Губкин. – М.: Металлургиздат, 1947. – 531 с.

11. Бронштейн, И. Н. Справочник по математике для инженеров и учащихся вузов / И. Н. Бронштейн, К. А. Семендлев. – М.: Наука, 1981. – 720 с.

УДК 621.771.63

Л. А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,  
Д. М. ИВАНИЦКИЙ, канд. техн. наук,  
М. И. СИДОРЕНКО, канд. техн. наук,  
М. М. МАЛЕКИАН (БНТУ)

## ПРОКАТКА ПОЛОС ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫМ УШИРЕНИЕМ

Процесс прокатки полос в гладких валках сопровождается явлением уширения, которое в ряде случаев крайне нежелательно. Например, при прокатке заготовок малолистовых рессор с изменяющейся по длине толщиной на их концевых участках наблюдается максимальное уширение, что не допускается конструкцией самого изделия. Для его устранения требуется дополнительная операция – фрезерование, или обрезка концов прокатанной заготовки по ширине.

Расчет уширения основан на принципе наименьшего сопротивления [1]. При прокатке зона очага деформации в плане представляет собой трапецию высотой, соответствующей длине зоны дефор-

мации, и средней шириной, которая равна полусумме ширины полосы до и после прокатки [2].

Для вычисления уширения без учета влияния внешних зон и ширины полосы используем известное [2] уравнение

$$\Delta B = \left( \sqrt{R\Delta h} - \frac{\Delta h}{2f} \right) \left[ 2 \left( \frac{h}{\Delta h} \right)^2 \ln \left( \frac{H}{h} \right) - \frac{2h}{\Delta h} + 1 \right], \quad (1)$$

где  $R$  – радиус прокатных валков;  $\Delta h$  – обжатие за проход;  $f$  – коэффициент контактного трения;  $h$  – конечная толщина полосы;  $H = h + \Delta h$  – начальная толщина полосы.

По данному уравнению проведен расчет величины уширения в конце прохода для случая горячей прокатки в валках радиусом  $R = 100$  мм полосы с исходными размерами (ширина  $B_0 = 80$  мм и толщина  $H_0 = 44$  мм) при коэффициенте контактного трения  $f = 0,5$  за 6 проходов:  $\Delta h_1 = 8$  мм;  $\Delta h_2 = 7$  мм;  $\Delta h_3 = 6$  мм;  $\Delta h_4 = 4$  мм;  $\Delta h_5 = 2$  мм;  $\Delta h_6 = 0,5$  мм. По результатам расчета построен график (рис. 1).

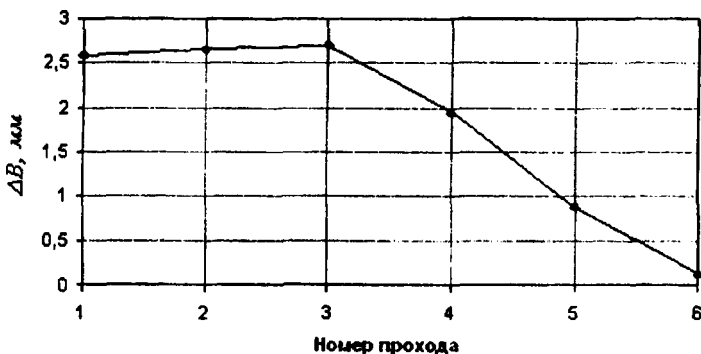


Рис. 1. График изменения уширения  $\Delta B$  в конце каждого прохода для случая горячей прокатки в валках радиусом  $R = 100$  мм полосы с исходными значениями ширины  $B_0 = 80$  мм и толщины  $H_0 = 44$  мм за 6 проходов:  $\Delta h_1 = 8$  мм;  $\Delta h_2 = 7$  мм;  $\Delta h_3 = 6$  мм;  $\Delta h_4 = 4$  мм;  $\Delta h_5 = 2$  мм;  $\Delta h_6 = 0,5$  мм

Из представленного графика следует, что для разных значений абсолютного обжатия  $\Delta h$  при заданных значениях исходной ширины  $B_0$  и начальной толщины  $H$  с уменьшением  $\Delta h$  значения уширения  $\Delta B$  вначале возрастают, а потом уменьшаются. Это связано с тем, что от прохода к проходу изменяется соотношение между единичным обжатием, начальной и конечной толщиной полосы.

На рис. 2 представлен график изменения уширения  $\Delta B$  полосы во втором и четвертом проходах в зависимости от ее конечной толщины  $h$ . Как видно из графиков, при уменьшении конечной толщины значения уширения возрастают.

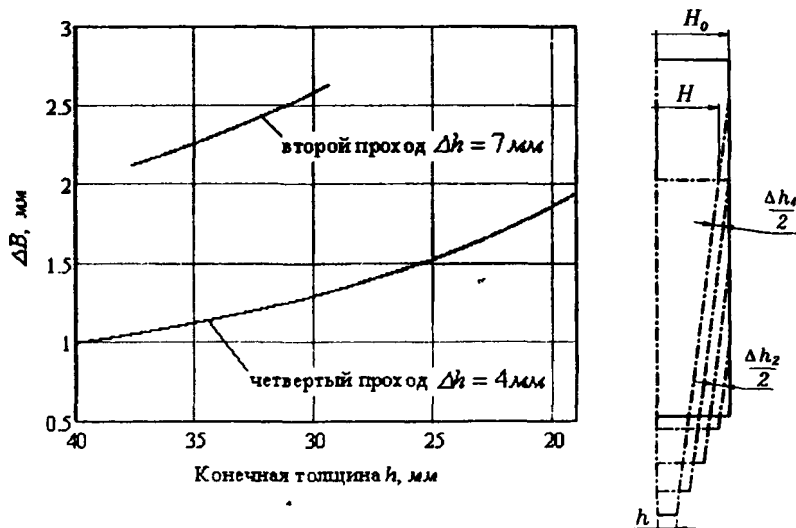


Рис. 2. Графики изменения уширения  $\Delta B$  в зависимости от конечной толщины  $h$  полосы при прокатке ее во втором и четвертом проходах в условиях переменной начальной толщины  $H = h + \Delta h$

При периодической прокатке полосовых заготовок малолистовых рессор образующееся в первом и последующих проходах уширение является величиной переменной, поскольку обжатие заготовки по длине изменяется от нуля в ее середине до максимума на конце. В силу этого наибольшее уширение имеет место на концах полосы.

Устранение уширения возможно за счет обжатия заготовки после каждого прохода до исходной ширины посредством неприводных боковых роликов (рис. 3). Прокатанная после первого прохода полоса *1* при увеличении зазора между постоянно вращающимися приводными валками *2* подается специальным механизмом в исходное крайнее правое положение, раздвигая своей уширенной частью подпружиненные неприводные ролики *3*. Затем зазор между валками *2* уменьшается до величины, устанавливаемой вторым проходом, и происходит обжатие полосы, которая, перемещаясь влево, за счет сил контактного трения смещает ролики *3* до упоров *4* с образованием между ними зазора величиной  $B_0$ . После этого происходит процесс обжатия (волочения) заготовки через неприводные ролики с уменьшением ее ширины до исходного значения  $B_0$ . В последующих проходах данный цикл повторяется.

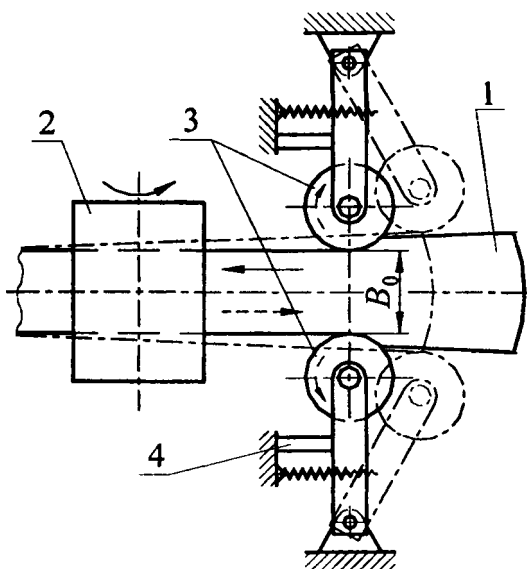


Рис. 3. Роликовое волочение, используемое для устранения уширения прокатываемой полосы: *1* – полоса; *2* – прокатные валки; *3* – неприводные ролики; *4* – упоры

Процесс обжатия (волочения) в неприводных боковых роликах осуществляется исключительно за счет натяжения полосы, возникающего между парой неприводных роликов 3 и прокатных валков 2 в процессе самой прокатки. При этом тянущее напряжение  $\sigma_0$  обжатия (волочения) в неприводных роликах по сути дела является напряжением заднего натяжения при прокатке полосы в валках.

Для определения значения заднего натяжения, которое возникает на этапе волочения в неприводных роликах при реализации процесса в целом, запишем уравнение равновесия в виде (рис. 4, а)

$$(\sigma_x + d\sigma_x)(B_x + dB_x) - \sigma_x B_x + 2p_x \operatorname{tg}\varphi_x dx \mp 2\tau_x dx = 0. \quad (2)$$

Примем, что контактные касательные напряжения по дуге касания постоянны и заданы условием Зибеля [2]

$$\tau_x = 2fk, \quad (3)$$

где  $k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_T$  — пластическая постоянная;  $f$  — среднее значение коэффициента контактного трения металла о ролики.

Знак «минус» перед  $\tau_x$  относится к зоне отставания, а знак «плюс» — к зоне опережения. Подставляя в данное уравнение значение  $dx = dB_x / 2\operatorname{tg}\varphi_x$  и пренебрегая бесконечно малой величиной  $d\sigma_x dB_x$ , получим

$$B_x d\sigma_x + \sigma_x dB_x + p_x dB_x \mp 2kf \frac{dB_x}{\operatorname{tg}\varphi_x} = 0. \quad (4)$$

Воспользуемся условием пластичности для двумерной деформации [1]

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \pm 2k.$$

Примем, что главные оси напряжений в элементе  $dx$  соответствуют горизонтальной и вертикальной осям  $x$ ,  $y$ . В этом случае  $\sigma_1 = -p_x$ ;  $\sigma_3 = \sigma_x$ .



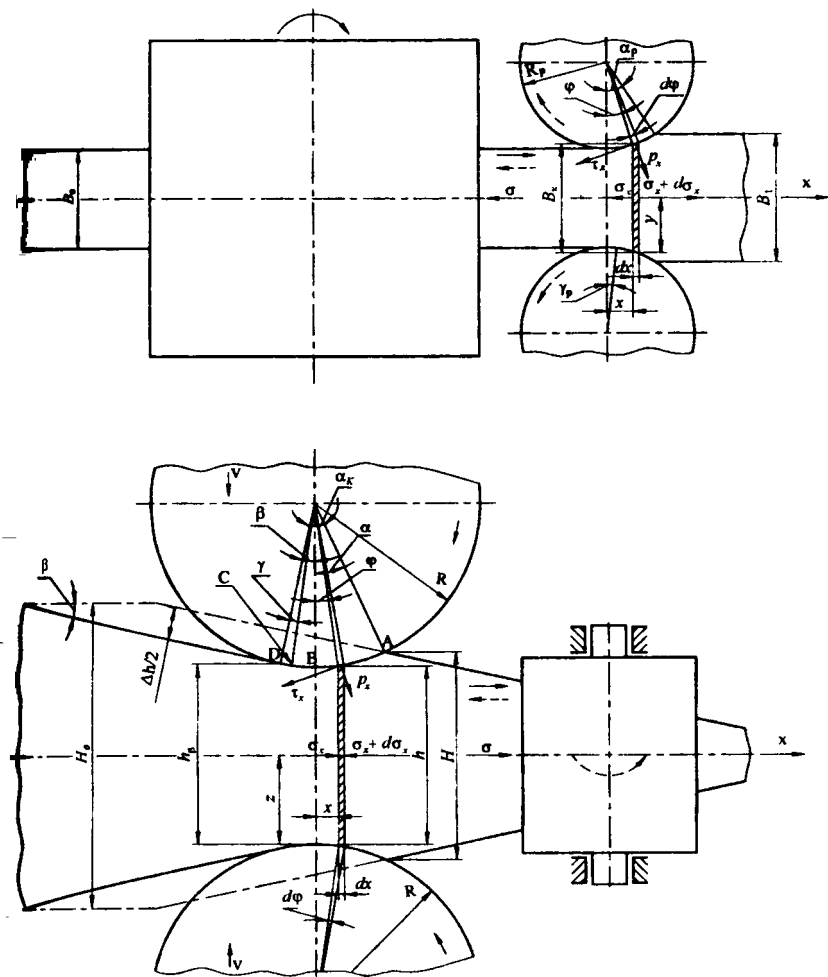


Рис. 4. Схема действия сил в очаге деформации при: а – роликовом волочении для устранения уширения прокатываемой полосы; б – прокатке полосы переменной толщиной

Тогда из уравнения пластичности следует, что

$$p_x + \sigma_x = 2k.$$

Решив данное выражение совместно с (4), получим дифференциальное уравнение для определения нормального напряжения, действующего на ролики

$$-B_x dp_x + 2kdB_x \mp 2kf \frac{dB_x}{\operatorname{tg} \varphi_x} = 0, \quad (5)$$

где  $dp_x = -d\sigma_x$ .

Если принять, что для зоны отставания  $\operatorname{tg} \varphi_x = \operatorname{tg} \left[ (\alpha_p + \gamma_p) / 2 \right]$ , а для зоны опережения  $\operatorname{tg} \varphi_x = \operatorname{tg} (\gamma_p / 2)$ , предварительно заменив дугу касания с углом  $\varphi$  хордой [2], из уравнения (5) получим:

для зоны отставания

$$-dp_x + 2k(1 - \delta_0) \frac{dB_x}{B_x} = 0; \quad (6)$$

для зоны опережения

$$-dp_x + 2k(1 + \delta_1) \frac{dB_x}{B_x} = 0, \quad (7)$$

где

$$\delta_0 = \frac{f}{\operatorname{tg} \frac{\alpha_p + \gamma_p}{2}}; \quad \delta_1 = \frac{f}{\operatorname{tg} \frac{\gamma_p}{2}};$$

$\alpha_p$  – угол прокатки;  $\gamma_p$  – угол, отвечающий критическому сечению.

После интегрирования запишем:

для зоны отставания

$$p_{x\text{от}} = 2k(1 - \delta_0) \ln B_x + C_0; \quad (8)$$

для зоны опережения

$$p_{x_{\text{ОП}}} = 2k(1 + \delta_1) \ln B_x + C_1. \quad (9)$$

Постоянные интегрирования  $C_0$  и  $C_1$  найдем из граничных условий, согласно которым при  $B_x = B_1$   $p_{x_{\text{ОТ}}} = 2k$ , а при  $B_x = B_0$   $p_{x_{\text{ОП}}} = 2k - \sigma_0$ .

С учетом этого:

$$C_0 = 2k - 2k(1 - \delta_0) \ln B_1; \quad C_1 = 2k[1 - (1 + \delta_1) \ln B_0] - \sigma_0.$$

Подставляя значения  $C_0$  и  $C_1$  соответственно в уравнения (8) и (9), можно записать:

для зоны отставания

$$p_{x_{\text{ОТ}}} = 2k \left[ 1 + (1 - \delta_0) \ln \frac{B_x}{B_1} \right]; \quad (10)$$

для зоны опережения

$$p_{x_{\text{ОП}}} = 2k \left[ 1 + (1 + \delta_1) \ln \frac{B_x}{B_0} \right] - \sigma_0. \quad (11)$$

Напряжение волочения полосы  $\sigma_0$  можно определить из условия, что в критическом сечении при  $B_x = B_\gamma$   $p_{x_{\text{ОТ}}} = p_{x_{\text{ОП}}}$ . Решив с учетом этого совместно (10) и (11), получим

$$\sigma_0 = 2k \left[ (1 + \delta_1) \ln \frac{B_\gamma}{B_0} + (1 - \delta_0) \ln \frac{B_1}{B_\gamma} \right]. \quad (12)$$

Величину ширины  $B_\gamma$  в критическом сечении можно выразить следующим соотношением [2]:

$$B_{\gamma} = B_0 + R_p \gamma_p^2, \quad (13)$$

где  $R_p$  – радиус роликов.

Для определения критического угла  $\gamma_p$  построим эпюру распределения контактных касательных напряжений  $\tau$  по длине очага деформации, учитывая, что  $\tau = 2fk$  (рис. 5).

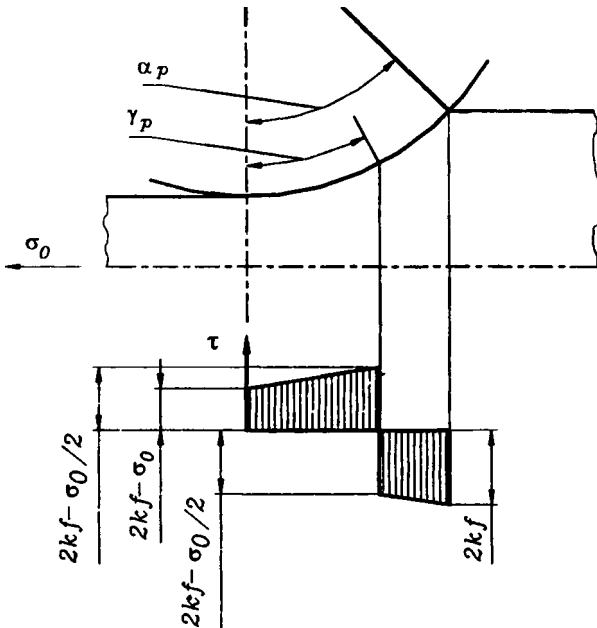


Рис. 5. Эпюра распределения контактных касательных напряжений в неприводных роликах

Поскольку вращение неприводных роликов осуществляется исключительно за счет сил контактного трения в зоне опережения [3], из этого следует, что сумма сил трения в зоне опережения должна быть больше или равной сумме этих сил в зоне отставания  $\sum \tau_{оп} \geq \sum \tau_{от}$ . Примем, что касательные напряжения на контакте

полосы с роликами изменяются линейно от  $2fk$  на входе в очаг деформации до  $2fk - \sigma_0$  на выходе из него. Далее для упрощения расчетов будем полагать, что  $\gamma_p \approx \frac{1}{2} \alpha_p$ . Тогда после преобразований запишем:

$$\sum \tau_{P_{от}} = \frac{1}{2} R_p (\alpha_p - \gamma_p) \left( 4fk - \frac{\sigma_0}{2} \right); \quad (14)$$

$$\sum \tau_{P_{оп}} = \frac{1}{2} R_p \gamma_p \left( 4fk - \frac{3\sigma_0}{2} \right). \quad (15)$$

После этого, решая совместно выражения (14) и (15), получим

$$\gamma_p = \frac{\alpha_p (8fk - \sigma_0)}{4(4fk - \sigma_0)}. \quad (16)$$

В результате численного решения системы уравнений (12), (13) и (16) найдем значения критического угла  $\gamma_p$ , ширины в критическом сечении  $B_\gamma$  и напряжения волочения полосы  $\sigma_0$ .

Для учета потерь на трение в подшипниках роликов необходимо определить распорное усилие  $P$  в самих роликах. При практических расчетах величину распорного усилия в роликах находят как произведение среднего контактного нормального напряжения  $p_{ср}$  на площадь соприкосновения металла с роликами [2]

$$P = p_{ср} h_{ср} R_p \sin \alpha_p. \quad (17)$$

Здесь

$$p_{ср} = \frac{1}{\Delta B} \left( \int_{B_0}^{B_\gamma} p_{x_{оп}} dB_x + \int_{B_\gamma}^{B_1} p_{x_{от}} dB_x \right). \quad (18)$$

Подставив  $p_{x_{от}}$  и  $p_{x_{оп}}$  соответственно из уравнений (10) и (11) в выражение (18), а затем, интегрируя, получим

$$P_{\text{ср}} = \frac{1}{\Delta B} \{ (-\sigma_0 - 2k\delta_1)(B_\gamma - B_0) + 2kB_\gamma \left[ (1 + \delta_1) \ln \frac{B_\gamma}{B_0} + (1 - \delta_0) \ln \frac{B_1}{B_\gamma} \right] + 2k\delta_0 (B_1 - B_\gamma) \}. \quad (19)$$

Согласно [2] можно принять

$$h_{\text{ср}} \approx (h_0 + h_1)/2, \quad (20)$$

где  $h_0$  и  $h_1$  – толщина полосы на выходе из роликов и на входе в них соответственно.

Поскольку при определении критического угла  $\gamma_p$  исходили из того, что площадь эпюры касательных напряжений в зоне опережения должна быть больше или равна площади эпюры в зоне отставания, из этого следует вывод, согласно которому центр тяжести эпюры нормальных контактных напряжений при обжатии полосы в неприводных роликах совпадает с положением критического сечения  $B_\gamma$ . Следовательно, равнодействующая усилия прокатки  $P$  должна находиться в этом же сечении.

На рис. 6 угол  $\theta$  наклона силы  $P$  к вертикали можно найти [2] из треугольника  $OKL$ , из которого следует, что  $\theta = \gamma_p + \theta_1$ , где  $\theta_1$  – угол между силой  $P$  и радиусом  $OL$ .

Угол  $\theta_1$  определяем из уравнения [2]

$$\sin(\theta_1) = \frac{d_{\text{ц}}}{D_p} f_{\text{п}}, \quad (21)$$

где  $d_{\text{ц}}$  – диаметр цапф подшипников роликов;  $D_p$  – диаметр роликов и  $f_{\text{п}}$  – коэффициент трения в подшипниках.

Силу, необходимую для протягивания металла через неприводные ролики, можно найти из уравнения [2]

$$T = 2P \sin(\gamma_p + \theta_1). \quad (22)$$

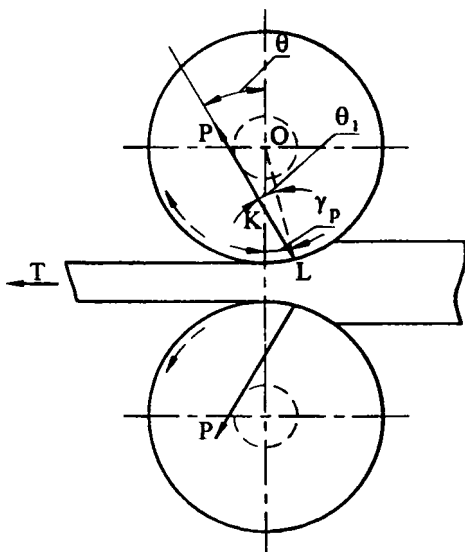


Рис. 6. Направление равнодействующих сил, действующих на неприводные ролики [2]

Если полученное значение  $T$  разделить на площадь полосы на выходе из роликов, найдем величину заднего натяжения  $\sigma$

$$\sigma = T / (h_{\text{ср}} B_0). \quad (23)$$

После этого найденное значение  $\sigma$  подставляем в уравнение (16), повторно определяем  $p_{\text{ср}}$ ,  $P$ ,  $T$  и новое значение  $\sigma$  соответственно с помощью уравнений (19), (17), (22), и (23). Процесс расчета продолжается до требуемой точности значения  $\sigma$ .

На рис. 7 показаны зависимости значений напряжений заднего натяжения  $\sigma_{(1)}$  (диаметр цапфы  $d_{\text{ц}} = 50$  мм) и  $\sigma_{(2)}$  ( $d_{\text{ц}} = 100$  мм), напряжения волочения полосы  $\sigma_0$  и отношения  $\gamma_p / \alpha_p$  от величины уширения  $\Delta B$ . Как видно из графиков, при увеличении значений  $\Delta B$  возрастают значения  $\sigma_{(1)}$ ,  $\sigma_{(2)}$ ,  $\sigma_0$  и отношение  $\gamma_p / \alpha_p$ . Напряжение  $\sigma_{(1)}$  или  $\sigma_{(2)}$  для процесса обжатия по толщине поло-

сы в прокатных валках является по существу напряжением заднего натяжения. Поэтому вектор его  $\sigma$  на рис. 4, б повернут по отношению к рис. 4, а в противоположную сторону.

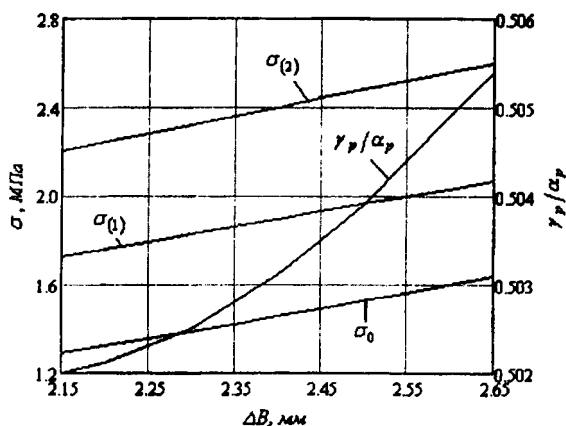


Рис. 7. Графики изменения значений напряжений заднего натяжения  $\sigma(1)$  и  $\sigma(2)$ , напряжения волочения полосы  $\sigma_0$  и отношения  $\gamma_p/\alpha_p$  в зависимости от уширения  $\Delta B$ , которые построены по данным, рассчитанным соответственно по формуле (23) и при численном решении системы уравнений (12), (13) и (16), для случая волочения полосы шириной  $B_0 = 80$  мм из стали 50ХГФА в неприводных роликах  $D_p = 150$  мм, при температуре  $1100^\circ\text{C}$ , коэффициенте контактного трения  $f = 0,5$  и абсолютном обжа-  
тии  $\Delta h = 7$  мм ( $\sigma(1)$  — диаметр цапфы  $d_{ц} = 50$  мм ;  
 $\sigma(2)$  —  $d_{ц} = 100$  мм )

Напряжение заднего натяжения влияет на величину критического угла  $\gamma$  в очаге деформации при прокатке. Для совмещения процесса прокатки и волочения в неприводных роликах необходимо, чтобы  $\gamma > 0$ , так как это обеспечивает необходимый резерв сил контактного трения [2] в прокатных валках для осуществления процесса в целом.



Чтобы определить значения критического угла  $\gamma$  при прокатке полосы с задним натяжением, необходимо знать распределение нормальных контактных напряжений по длине очага деформации [2]. При выводе формул для расчета нормальных контактных напряжений рассмотрим схему, представленную на рис. 4, б.

Дифференциальное уравнение равновесия сил согласно Карману [2] можно представить в виде

$$\frac{dp_x}{dx} - \frac{2k}{z} \frac{dz}{dx} \pm \frac{\tau_x}{z} = 0, \quad (24)$$

где  $p_x$  – нормальное контактное напряжение по дуге касания металла с валком;  $x$  и  $z$  – текущие координаты дуги касания.

Знак «плюс» перед  $\tau_x$  относится к зоне отставания, а знак «минус» – к зоне опережения.

Приняв, что

$$dx = R \cos \varphi \, d\varphi; \quad z = 0,5[h + 2R(1 - \cos \varphi)]; \quad \frac{dz}{dx} = \operatorname{tg} \varphi,$$

уравнение (24) с учетом выражения (3) запишется в виде

$$\frac{dp_\varphi}{R \cos \varphi \, d\varphi} - \frac{4k}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\operatorname{tg} \varphi \mp f) = 0,$$

где  $R$  – радиус валков.

После преобразований последнего выражения получим

$$dp_\varphi = \frac{4kR}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) \, d\varphi. \quad (25)$$

Подставим соотношение  $1 - \cos \varphi = 2 \sin^2 \frac{\varphi}{2}$  в уравнение (25) и после этого запишем

$$dp_{\varphi} = \frac{4k}{\frac{h}{R} + 4 \sin^2 \left( \frac{\varphi}{2} \right)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) d\varphi, \quad (26)$$

где знак «минус» относится к участку  $AB$  зоны отставания и к участку  $CD$  зоны опережения очага деформации, а знак «плюс» к участку  $BC$  зоны отставания при прокатке с нарастающим обжатием.

Интегрируя уравнение (26), а также подставляя значения  $\sin^2 \left( \frac{\varphi}{2} \right) \approx \left( \frac{\varphi}{2} \right)^2$  и  $\operatorname{tg} \left( \frac{\varphi}{2} \right) \approx \frac{\varphi}{2}$ , находим  $p_{\varphi}$ :

для участка  $AB$  зоны отставания

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left( \frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - \frac{4kf \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + 2kf\varphi + C_{OT_1}; \quad (27)$$

для участка  $CD$  зоны опережения

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left( \frac{h}{R} + \varphi^2 \right) + 2kf\varphi - \frac{4kf \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + C_{OP_1}; \quad (28)$$

для участка  $BC$  зоны отставания

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left( \frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - 2kf\varphi + \frac{4kf \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + C_{OT_2}. \quad (29)$$

Величины  $C_{OT_1}$  и  $C_{OP_1}$  находим из граничных условий, рассматривая процесс прокатки с натяжением  $\sigma$  полосы.

В точке  $A$  при  $\varphi = \alpha_K - \beta$  будет  $p_\varphi = 2k - \sigma$ , а в точке  $D$  при  $\varphi = \beta$  величина  $p_\varphi = 2k$ .

После подстановки значений  $p_\varphi$  и  $\varphi$  в уравнения (27) и (28), запишем

$$C_{OT_1} = 2k \left\{ \xi_0 - \ln \left( \frac{h}{R} + \alpha^2 \right) + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - f \alpha \right\},$$

где

$$\xi_0 = 1 - \frac{\sigma}{2k};$$

$$C_{OI_1} = 2k \left\{ 1 - \ln \left( \frac{h}{R} + \beta^2 \right) + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - f \beta \right\}.$$

Подставив из последних выражений величины постоянных интегрирования  $C_{OT_1}$  и  $C_{OI_1}$  в (27) и (28), получим уравнения для определения распределения нормальных контактных напряжений по дуге касания:

в зоне отставания на участке  $AB$

$$p_\varphi = 2k \left\{ \xi_0 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\alpha - \varphi)}{1 + \frac{\alpha \varphi}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \right. \\ \left. - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) + f (\varphi - \alpha) \right\}; \quad (30)$$

в зоне опережения на участке  $CD$

$$p_{\varphi} = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta - \varphi)}{1 + \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right) \frac{\beta \varphi}{4}} \right] - \right. \\ \left. - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) + f(\varphi - \beta) \right\}, \quad (31)$$

где  $\beta$  — центральный угол, определяющий положение сечения выхода раската из валков (угол клиновидности), рад.

После решения для точки  $B$  (при  $\varphi = 0$ ) совместно уравнений (29) и (30) можно определить постоянную интегрирования  $C_{OT_2}$

$$C_{OT_2} = 2k \left\{ \xi_0 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - \ln \left( \frac{h}{R} + \alpha^2 \right) - f \alpha \right\}.$$

Тогда уравнение (29) для определения нормальных контактных напряжений в зоне отставания на участке  $BC$  можно записать в следующем виде

$$p_{\varphi} = 2k \left\{ \xi_0 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\varphi + \alpha)}{1 - \frac{\varphi \alpha}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \right. \\ \left. - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) - f(\varphi + \alpha) \right\}. \quad (32)$$

Если сечение, отвечающее критическому углу  $\gamma$ , будет расположено справа от плоскости осей валков (рис. 4, б), то для участка  $CB$ , в данном случае находящегося в зоне опережения, дифференциальное уравнение прокатки (26) нужно использовать со знаком «плюс».

После интегрирования уравнения (26) со знаком «плюс» запишем

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left( \frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - 2k f \varphi + \frac{4k f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + C_{\text{ОП}_2} \cdot (33)$$

В свою очередь постоянную интегрирования  $C_{\text{ОП}_2}$  определяем после совместного решения уравнений (31) и (33) для точки В при  $\varphi = 0$ . В этом случае

$$C_{\text{ОП}_2} = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left( \frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \beta \right) - \ln \left( \frac{h}{R} + \beta^2 \right) - f \beta \right\}.$$

В результате подстановки значения  $C_{\text{ОП}_2}$  в (33) получим уравнение для определения нормальных контактных напряжений по дуге касания в зоне опережения на участке  $CB$

$$p_{\varphi} = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left( 1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[ \frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta + \varphi)}{1 - \frac{\beta \varphi}{4} \left( 1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) - f (\beta + \varphi) \right\}. \quad (34)$$

Мгновенное значение угла, характеризующего положение критического сечения и определяющего границу раздела между зоной опережения и зоной отставания, можно найти из условия, что в критическом сечении [2]

$$P_{\text{оп}\gamma} = P_{\text{от}\gamma}.$$

Тогда из совместного решения уравнений (30) и (34) при  $\varphi = \gamma - \beta$  или уравнений (31) и (32) при  $\varphi = \beta - \gamma$ , в зависимости от положения критического сечения относительно плоскости осей валков, после подстановки значений  $\text{tg}\left(\frac{\varphi F}{2G}\right) \approx \frac{\varphi F}{2G}$ ,  $\left(\frac{\varphi}{2} A\right)^2 \frac{\text{tg} Q}{G} \approx 0$  получим уравнение

$$\begin{aligned} \gamma = & \frac{1 + 2\frac{R}{h}}{\frac{R}{h}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \text{tg} \left\{ 0,5 \left[ \text{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) - \text{arctg} \left( \frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) \right] + \right. \\ & \left. + \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4f\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)} \left[ \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2} \right) - \frac{\sigma}{2k} \right] + \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)} \cdot (\beta - \alpha) \right\} + \beta, \quad (35) \end{aligned}$$

где

$$\begin{aligned} F = & \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}; \quad G = \left(1 + 2\frac{R}{h}\right); \\ Q = & \frac{F}{4fG} \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2} \right) + \frac{1}{2} \left[ \text{arctg} \left( \frac{F\alpha}{2} \right) - \text{arctg} \left( \frac{F\beta}{2} \right) \right] + \frac{F}{4G} (\beta - \alpha). \end{aligned}$$

Для вычисления критического угла в первом проходе без натяжения воспользуемся уравнением

$$\gamma = \frac{1 + 2\frac{R}{h}}{\frac{R}{h}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{tg} \left\{ 0,5 \left[ \operatorname{arctg} \left( \frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) - \operatorname{arctg} \left( \frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4\frac{R}{h}} \right) \right] \right\} + \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4f \left( 1 + 2\frac{R}{h} \right)} \ln \left( \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2} \right) + \frac{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}}{4 \left( 1 + 2\frac{R}{h} \right)} (\beta - \alpha) \left. \right\} + \beta \quad (36)$$

С использованием формул (35) и (36) построены графики, представленные на рис. 8.

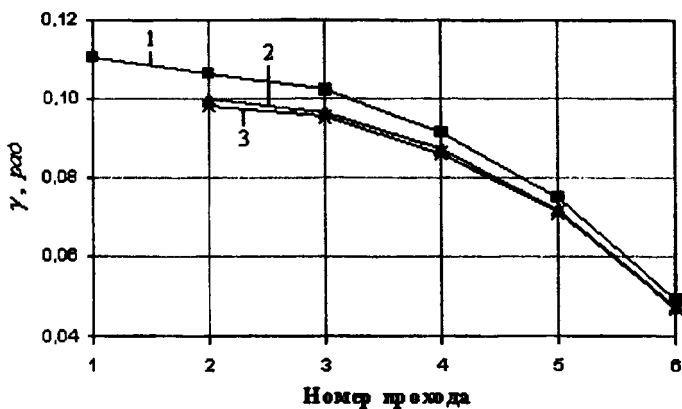


Рис. 8. Графики изменения значений критического угла  $\gamma$  в конце каждого прохода при прокатке полосы с исходными значениями ширины  $B_0 = 80$  мм и толщины  $H_0 = 44$  мм за 6 проходов:  $\Delta h_1 = 8$  мм;  $\Delta h_2 = 7$  мм;  $\Delta h_3 = 6$  мм;  $\Delta h_4 = 4$  мм;  $\Delta h_5 = 2$  мм;  $\Delta h_6 = 0,5$  мм без натяжения и с натяжением, обеспечиваемым за счет волочения в неприводных роликах диаметром  $D_p = 150$  мм, и коэффициенте трения  $f_n = 0,1$  [4]: 1 — без натяжения; 2 — с натяжением и диаметром цапф  $d_{ц} = 50$  мм; 3 — с натяжением и диаметром цапф  $d_{ц} = 100$  мм

Из графиков видно, что в случае прокатки с натяжением (кривые 2 и 3) значение  $\gamma$  меньше, чем при прокатке без натяжения (кривая 1). При увеличении диаметра цапф подшипников (кривая 3) значение  $\gamma$  снижается. Разница в значениях  $\gamma$  достигает наибольшей величины на втором проходе и уменьшается на последующих. При больших обжатиях  $\Delta h$  разница между значениями  $\gamma$  в случае прокатки без натяжения и с натяжением больше, чем при малых обжатиях. Однако общим для обоих случаев остается то, что значения  $\gamma$  при любых обжатиях всегда больше нуля.

Из этого следует, что в рассмотренном интервале значений уширения  $\Delta B$  возможно совмещение периодической прокатки полос с изменяющейся по длине толщиной и процесса калибровки их ширины в неприводных роликах.

## Выводы

1. Представлена технологическая схема устранения уширения полосовых заготовок после каждого прохода в валках с изменяющимся зазором между ними.

2. Приведено решение для определения тянущего напряжения в случае волочения прокатываемой полосы в неприводных роликах.

3. Получено решение для определения значений критического угла в случае прокатки полос переменной толщины с натяжением при неизменной величине обжатия  $\Delta h$  по длине, но с изменяющимся отношением  $R/h$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Громов, И. П. Теория обработки металлов давлением / И. П. Громов. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.
2. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 319 с.
3. Перлин, И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М.: Металлургия, 1971. – 448 с.
4. Анурьев, В. И. Справочников конструктора-машиностроителя / В. И. Анурьев. – М.: Машиностроение, 1980. – Т. 1. – 728 с.



**В. С. КАРПИЦКИЙ**, канд. техн. наук,  
**Ю. В. КАРПИЦКИЙ**, канд. техн. наук (БНТУ)

## **УСИЛИЕ И НАПРЯЖЕНИЯ ПРОЦЕССА АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ ПОЛОС В УСЛОВИЯХ ГРАНИЧНЫХ ЗНАЧЕНИЙ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ**

В условиях симметричной прокатки силы трения, приложенные к полосе со стороны валков, оказывают подпирающее действие на деформируемый объем металла, в связи с чем контактные напряжения, необходимые для пластической деформации полосы, значительно возрастают. Это приводит к повышенному расходу энергии, ухудшению геометрии и качества поверхности проката, появлению значительной разнотолщинности полосы.

Практические методы решения указанной проблемы путем повышения температуры нагрева прокатываемого металла или создания растягивающих напряжений на концах полосы не позволяют в должной мере устранить отмеченные недостатки.

Снизить давление металла на валки также возможно путем изменения схемы напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации [1]. В частности, реализация таких условий возможна при продольной прокатке с принудительным рассогласованием окружных скоростей валков [2].

Значительный практический интерес представляет осуществление данного способа прокатки в условиях граничных значений кинематических параметров [3]. При критическом рассогласовании окружных скоростей валков, когда очаг деформации состоит из зон отставания и сдвига, прокатка возможна без приложения переднего натяжения полосы, скорость выхода полосы из валков равна окружной скорости ведущего валка (валок, вращающийся с большей окружной скоростью) и опережение со стороны ведущего валка отсутствует. На контактных поверхностях в зоне сдвига сила трения нейтрализуется, что приводит к снижению давления металла на валки.

Из условия постоянства объема металла, проходящего через каждое сечение очага деформации в единицу времени, выведена

зависимость для расчета коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков  $k_x$

$$k_x = 1 + \frac{R}{h_0 \left(1 - \frac{R}{h_0} \alpha^2\right)} \alpha^2 \left(1 - \frac{\alpha}{2\mu}\right)^2, \quad (1)$$

где  $R$  – радиус валков;  $h_0$  – исходная толщина полосы;  $\alpha$  – угол захвата;  $\mu$  – коэффициент контактного трения.

В формуле (1) выражение в знаменателе

$$1 - \frac{R}{h_0} \alpha^2 = 1 - \frac{h_0 - h_1}{h_0} > 0, \quad (2)$$

так как максимальное обжатие при прокатке  $\Delta h = h_0 - h_1$  не может быть равным или большим исходной толщины полосы. Теоретически установлено, что с увеличением  $\mu$  (рис. 1) и  $R/h_0$  (рис. 2) значение  $k_x$  растет. При этом зависимость  $k_x$  от  $\alpha/\mu$  в общем виде при отсутствии ограничения по формуле (2) выражается кривой с максимумом, соответствующем наибольшему значению естественного угла захвата, т. е. при  $\alpha = \mu$ . При этом показано, что при более низких значениях  $\mu$  и  $R/h_0$  область возможных значений  $\alpha/\mu$  для осуществления процесса несимметричной прокатки находится во всем исследуемом диапазоне от нуля до двух. С ростом  $\mu$  и  $R/h_0$  область возможных значений  $\alpha/\mu$  сужается, что обусловлено достижением абсолютного обжатия за проход, равного начальной толщине полосы, т. е. ограничения согласно выражению (2).

Путем совместного решения дифференциального уравнения равновесия в очаге деформации и условия пластичности получено выражение для определения среднего нормального контактного напряжения при прокатке с критическим рассогласованием окружных скоростей валков.

$$\frac{P_{\text{ср}}}{s} = \frac{1}{\Delta h} h_{\text{гр}} \left( \frac{1}{\delta} \left( \left( \frac{h_0}{h_{\gamma k}} \right)^\delta - 1 \right) + \ln \frac{h_{\gamma k}}{h_1} \right), \quad (3)$$

где  $h_{\gamma k}$  – высота полосы в нейтральном (критическом) сечении;  $\delta = 2\mu/\alpha$ .

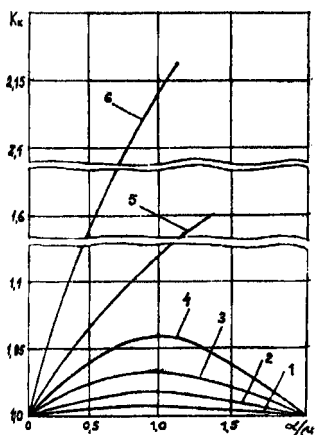


Рис. 1. Теоретическая зависимость коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков от относительной величины  $\alpha/\mu$  при  $R/h_0 = 5$  для различных значений  $\mu$ : 1 -  $\mu = 0,05$ ; 2 - 0,1; 3 - 0,15; 4 - 0,2; 5 - 0,3; 6 -  $\mu = 0,3$

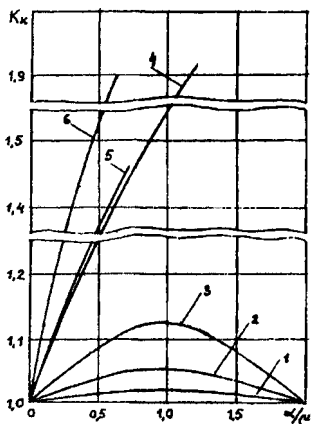


Рис. 2. Теоретическая зависимость коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков от относительной величины  $\alpha/\mu$  при  $R/h_0 = 15$  для различных значений  $\mu$ : 1 -  $\mu = 0,05$ ; 2 - 0,1; 3 - 0,15; 4 - 0,2; 5 - 0,3; 6 -  $\mu = 0,35$

Теоретически проанализировано влияние основных параметров на величину нормальных контактных напряжений при прокатке с критическим рассогласованием окружных скоростей валков (3) в сравнении с процессом симметричной прокатки. Установлено, что с увеличением  $\alpha/\mu$  значения средних нормальных контактных напряжений возрастают и в большей степени при более высоких значениях  $R/h_0$  и  $\mu$ . Для всех значений исследуемых параметров кривые, характеризующие процесс несимметричной прокатки, в общем виде имеют максимум снижения среднего нормального контактного напряжения в точке, соответствующей углу естественного захвата металла валками, т. е.  $\alpha = \mu$ . С ростом  $R/h_0$  и  $\mu$  степень снижения  $\rho_0/\sigma_s$  увеличивается, но при этом граница возможных значений параметров стабильного осуществления процесса прокатки сужается, что обусловлено достижением абсолютного обжатия за проход, равного начальной толщине полосы.

Определение экспериментальным путем силовых параметров процесса несимметричной прокатки сводилось к установлению зависимостей усилия прокатки и средних нормальных контактных напряжений от величины обжатия при различных значениях коэффициента рассогласования окружных скоростей валков. Процесс горячей прокатки моделировали с использованием свинцовых полос сечением 30×4 мм. Установлено, что величина силовых параметров процесса несимметричной прокатки значительно ниже, чем при симметричной прокатке. С ростом коэффициента вытяжки это снижение увеличивается в большей степени при более высоких значениях коэффициента рассогласования окружных скоростей валков. Так, при симметричной прокатке с коэффициентом рассогласования  $k_v = 1,0$  и степенью вытяжки  $\lambda = 3$ , величина среднего нормально-го контактного напряжения ( $p_{cp}/\sigma_s$ ) составила 1,78. При несимметричной прокатке с  $k_v = 2,2$  и  $\lambda = 3$  величина  $p_{cp}/\sigma_s$  составила 1,1, что согласуется с теоретическими данными.

Для реальных условий прокатки ( $R, h_0, \mu$  и  $\alpha$ ) определены значения коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков ( $k_k$ ) при различных степенях вытяжки за проход и значениях  $\mu$  и  $\alpha$ , соответствующих данной вытяжке. Установлено, что изменение коэффициента  $k_k$  для исследуемых параметров прокатки имеет близкую сходимость с расчетными, при этом более сложный характер экспериментальных кривых обусловлен неодинаковой интенсивностью роста  $\mu$  и  $\alpha$  при увеличении коэффициента вытяжки.

В ходе проведения экспериментальных исследований установлено, что предложенный способ прокатки с критическим рассогласованием окружных скоростей валков позволяет снизить давление металла на валки до 40 %, устранить растягивающие напряжения в прокатываемом изделии и повысить размерную точность по толщине прокатанной полосы в пределах  $\pm 0,1$  мм.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 319 с.
2. Синицын, В. Г. Несимметричная прокатка листов и лент / В. Г. Синицын. – М.: Металлургия, 1984. – 165 с.
3. Прокатка полос с критическим рассогласованием окружных скоростей валков / А. В. Степаненко [и др.] // Технология 99: материалы 6-й международной науч.-техн. конф. – Братислава (Словакия), 1999. – С. 417–420.

## АНАЛИЗ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКЕ С УТОНЕНИЕМ ШАРИКОВЫМИ МАТРИЦАМИ ПЛАНЕТАРНОГО ТИПА

Ротационная вытяжка представляет собой пластическое формоизменение материала заготовки, находящейся на вращающейся оправке, при значительном обжатии стенки заготовки деформируемыми элементами (шариками или роликами) и ее удлинении в продольном направлении. Течение металла относительно направления продольной подачи деформирующего инструмента определяет способ ротационной вытяжки – прямой или обратный.

При прямом способе обработки происходит принудительное утонение стенки заготовки и ее удлинение в направлении продольного перемещения деформирующих тел качения. При обратном способе материал заготовки, утоняясь, движется в противоположном направлении относительно перемещения деформирующего инструмента.

Совершенствование ротационной вытяжки и создание специального оснащения и оборудования позволяет с успехом использовать этот процесс при разной серийности производства, что наиболее ценно в случае постоянно меняющейся номенклатуры изделий. Последнее особенно важно при организации гибких производственных процессов и производств.

Наиболее существенным преимуществом ротационной вытяжки перед другими традиционными способами обработки тонкостенных трубчатых заготовок является возможность достижения высокой точности геометрических размеров получаемых оболочек. Вместе с тем обеспечивается значительная экономия материала в результате использования более простых по форме и способу изготовления заготовок, а также получение высоких механических свойств готовой детали за счет упрочняющего эффекта при холодном пластическом деформировании полуфабриката.

В процессе ротационной вытяжки с утонением в матрицах планетарного типа, оснащенных деформирующими шарами, последние

обычно приводятся в движение от обрабатываемой заготовки, причем движение это является сложным. Его составляющие – относительное вращение вокруг собственного центра и переносное вращательное движение этого центра вокруг оси заготовки.

Таким образом, в процессе ротационной вытяжки вектор результирующего усилия, передаваемого отдельным деформирующим элементам (шарам), ориентирован в пространстве произвольным образом. Для его определения требуется знание осевой, радиальной и тангенциальной составляющих, которые зависят от большого числа переменных параметров, а также способа осуществления процесса (прямого или обратного). Сложность определения полного усилия ротационной вытяжки обуславливается еще и тем, что необходимо знать площадь пятна контакта деформирующего шара с заготовкой.

Поверхность контакта деформирующего элемента с обрабатываемой заготовкой при ротационной вытяжке шариковыми матрицами планетарного типа представляет собой часть эллипсоида [1]. Его проекция на плоскость, перпендикулярную вектору результирующего усилия, может быть принята за площадку контакта. При этом учитываются величины подачи инструмента, упругой и пластической деформации, однако не принимаются во внимание влияние сил трения и микрогеометрии поверхности заготовки. Последнее справедливо при допущении, что абсолютно жесткие микронеровности, расположенные с постоянной плотностью на контурной поверхности шара, в процессе контактирования полностью внедряются в пластически деформируемый металл [2]. Кроме того, внеконтактная деформация в виде волны металла впереди давящего элемента позволяет не принимать во внимание исходную шероховатость обрабатываемой поверхности [3, 4].

Учитывая принятые допущения, определим площадь пятна контакта деформирующего шара с заготовкой при ротационной вытяжке (рис. 1). Площадка контакта  $PMNP_2P_1$  ограничивается дугами разных эллипсов. Линия  $P_1PM$  – дуга эллипса, являющаяся линией выхода из контакта деформирующего шара и обрабатываемой заготовки (с учетом упругой деформации). Линия  $MN$  – линия выхода из контакта шара с поверхностью эллипсоида. Дуги эллипсов  $P_1P_2$  и  $P_2N$  ограничивают контактную площадку за линией центра шарика.

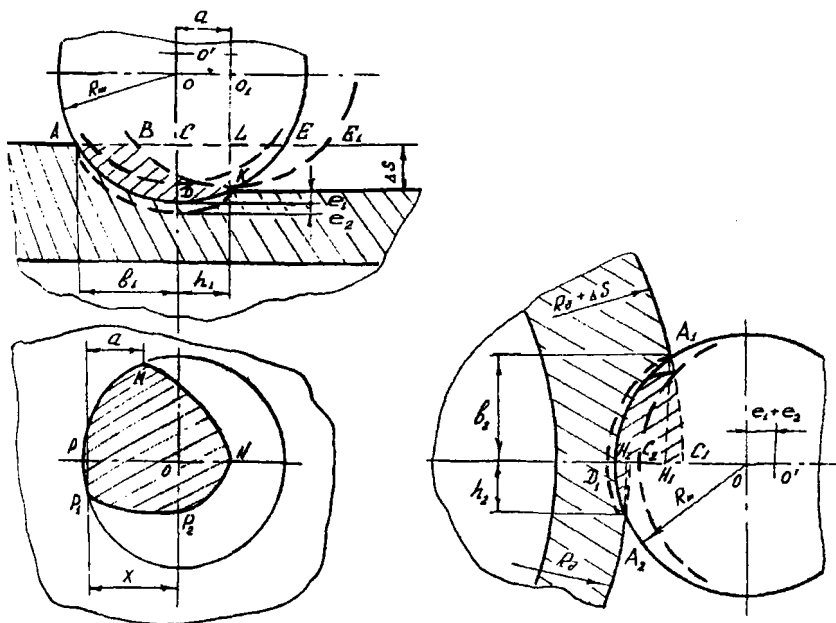


Рис. 1. Схема к определению площади пятна контакта деформирующего шара с заготовкой

Проекция очага деформации на фронтальную плоскость является площадью  $F_1$  фигуры, полученной между двумя окружностями разного радиуса, центры которых смещены в одной плоскости на величину расстояния  $\alpha$  между осями следов соседних шаров на цилиндрической поверхности заготовки

$$F_1 = F_{ADE} - 0,5F_{BKE_1} - F_{LKE}. \quad (1)$$

Полученные фигуры  $ADE$  и  $BKE_1$  можно приближенно считать сегментами, а  $LKE$  – треугольником. Определяя площади этих фигур, будем иметь

$$F_1 = \frac{9\Delta S + 24e_2}{30} \sqrt{2R_{ш}B_1} + \frac{8B_2}{15} \sqrt{2R_{ш}B_1 + \Delta S(\Delta S + 2e_2)} - \\ - \frac{\Delta S}{2} (0,8\sqrt{2\Delta S(R_{ш} + B_3)} - \Delta S^2 + \frac{8}{15}\sqrt{2\Delta S(R_{ш} + B_3)} - \alpha), \quad (2)$$

где  $B_1 = \Delta S + e_1 + e_2$ ;  $B_2 = \Delta S + e_2$ ;  $B_3 = e_1 + e_2$ ;  $e_1$  – местная упругая деформация шарика;  $e_2$  – местная упругая деформация обрабатываемого материала;  $\Delta S$  – абсолютное обжатие стенки заготовки по толщине.

Площадь проекции очага деформации на горизонтальную плоскость выражается зависимостью [1]

$$F_2 = \frac{1}{3} \left( \frac{b_2}{b_1} \left( 2(b_1 + h_1) \sqrt{b_1^2 - (x-a)^2} + (2b_1 - x) \sqrt{b_1^2 - x^2} \right) + \right. \\ \left. + 2h_2(x + h_1) \right), \quad (3)$$

составляющие которой получены при условии, что  $\Delta S$  достаточно мало.

Подобное допущение (незначительности обжатия) правомочно для случая поверхностно-пластической деформации (ППД), имеющей целью поверхностно-упрочняющую обработку изделий, и не может быть использовано при ротационной вытяжке тонкостенных оболочек.

С учетом сказанного определим составляющие уравнения (3) для рассматриваемого случая ротационной вытяжки:

$$b_1 = \sqrt{2R_{ш}B_1 + \Delta S(\Delta S + 2e_2)}; \quad b_2 = \sqrt{B_1B_4(2R_{ш} + B_1B_4 - 2e_1)}; \\ h_1 = \sqrt{2R_{ш}e_1}; \quad h_2 = \sqrt{B_3B_4(2R_{ш} + B_3B_4 - 2e_1)};$$

где  $B_4 = R_d / (R_d + R_{ш})$ ;  $R_{ш}$  – радиус деформирующих шаров;  $R_d$  – радиус оболочки после деформации.

Проекция очага деформации на профильную плоскость может быть аппроксимирована рядом полусегментов



$$F_3 = F_{A_1 H_1 D_1} + F_{A_1 H_1 C_1} + F_{A_2 D_1 H_2} + F_{A_2 H_2 C_2}, \quad (4)$$

или с учетом входящих в выражение (4) величин

$$F_3 = \left\{ \begin{array}{l} \frac{2}{15} ((A_1 - e_1) \sqrt{A_1} (3\sqrt{2R_{\text{ш}}} + 2\sqrt{2R_{\text{ш}} + A_1 - 2e_1})) + \\ + ((1 - B_4) B_1 (3\sqrt{2R_{\text{ш}}} A_1 + \\ + 2\sqrt{2\Delta S B_4 (R_{\text{ш}} + (B_4 - 2) B_3) + 2B_3 (R_{\text{ш}} + \Delta S)})) + \\ + ((A_2 - e_1) \sqrt{A_2} (3\sqrt{2R_{\text{ш}}} + \\ + 2\sqrt{2R_{\text{ш}} + A_2 - 2e_1})) + ((1 - B_4) B_3 (3\sqrt{2R_{\text{ш}}} A_2 + \\ + 2\sqrt{2R_{\text{ш}}} A_2 + (1 - B_3)^2))), \end{array} \right. \quad (5)$$

где  $A_1 = B_1 B_4$ ,  $A_2 = B_3 B_4$ .

Поскольку составляющие выражения по определению площади пятна контакта зависят от целого ряда параметров процесса ротационной вытяжки, можно сделать вывод о том, что площадь контактной поверхности представляет собой функцию

$$F = f(S_0, \Delta S, R_{\text{ш}}, f, m, e_1, e_2),$$

где  $S_0$  – толщины стенки заготовки до деформации;  $f$  – величина осевой подачи материала заготовки на один оборот оправки;  $m$  – число деформирующих шаров.

С учетом полученных зависимостей по определению площади пятна контакта можно прогнозировать основные технологические параметры процесса ротационной вытяжки. Ранее авторами было показано, что как количественная оценка усилия ротационной вытяжки, так и качество получаемого изделия связано с определением площади контакта деформирующего элемента с обрабатываемой заготовкой [4–8].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Папшев, Д. Д. О площадке контакта при обкатывании наружных цилиндрических поверхностей шариком и роликом / Д. Д. Папшев // Известия вузов. Машиностроение. – 1966. – № 1. – С. 45–48.
2. Голембиевский, А. И. Методика определения поверхности контакта обрабатываемой детали и деформирующего элемента при обкатывании / А. И. Голембиевский // Известия АН БССР, сер. физ.-техн. наук. – 1972. – № 1. – С. 58–62.
3. Коновалов, Е. Г. Чистовая и упрочняющая ротационная обработка поверхностей / Е. Г. Коновалов, В. А. Сидоренко. – Мн.: Вышэйш. шк., 1968. – 364 с.
4. Внеконтактная деформация при ротационной вытяжке шариковыми матрицами / Й. Бача [и др.] // SO-MAT-TECH 2005, 13 International Scientific Conference, Tрнава, 20–21 October 2005. – P. 18–22.
5. Добровольский, И. Г. Определение силовых параметров процесса ротационной вытяжки тонкостенных оболочек / И. Г. Добровольский, А. В. Степаненко, И. М. Шиманович // Известия АН БССР, сер. физ.-техн. наук. – 1983. – № 4. – С. 3–8.
6. Добровольский, И. Г. Энергосиловые характеристики процесса ротационной вытяжки / И. Г. Добровольский, А. В. Степаненко, И. М. Шиманович // Высокопроизводительные металлосберегающие процессы обработки металлов: тезисы докл. республ. конф. – Кишинев, 1984. – С. 151–152.
7. Шиманович, И. М. Энергосиловые параметры процесса ротационной вытяжки / И. М. Шиманович // Прочность, пластичность и новые процессы получения и обработки материалов: тезисы докл. XIV конф. молодых ученых АН БССР. – Минск, 1985. – С. 12.
8. Добровольский, И. Г. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке / И. Г. Добровольский, А. В. Степаненко, И. М. Шиманович // Металлургия. – 1985. – Вып. 19. – С. 6–8.

## **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ**

---

УДК 621.762:621.793.6

**Л. Г. ВОРОШНИН**, д-р техн. наук,  
О. Л. МЕНДЕЛЕЕВА, канд. техн. наук (БНТУ),  
В. В. КОЗАК, д-р техн. наук (Академия транспорта,  
информатики и коммуникации, Кьшинев)

### **ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ТЕРМОСТОЙКОСТЬ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НИОБИЕВЫХ СПЛАВАХ**

Основным препятствием для более широкого промышленного применения тугоплавких металлов и сплавов в качестве высокотемпературных конструкционных материалов являются их низкая жаростойкость и недостаточно эффективные защитные покрытия.

В настоящее время для защиты тугоплавких металлов от окисления чаще всего используют силицидные защитные покрытия. Они, как правило, удовлетворительно работают при постоянной температуре, но недостаточно термостойки. В условиях циклического изменения температуры они растрескиваются и теряют защитные свойства.

В выполненных ранее на кафедре МиТОМ БПИ («Материаловедение в машиностроении» БНТУ) исследованиях [1, 2 и др.] была показана возможность легирования силицидных покрытий на сплавах ОТ4 и НЦУ переходными металлами из их дисилицидов, что существенно повышало их термостойкость.

Целью настоящей работы являлась разработка технологии получения сложнoleгированных силицидных покрытий на ниобиевых сплавах и исследование их термостойкости.

В качестве объекта исследования был выбран сплав НЦУ. Химико-термическую обработку проводили в порошковых смесях в термизируемых плавким затвором контейнерах. В качестве исходных компонентов для приготовления смесей использовали кри-

сталлический кремний марки Кр1 и дисилициды переходных металлов.

Поскольку задача создания насыщающих смесей подобного рода является многофакторной, в ее основу должна быть положена определенная система. В соответствии со схемой, выбранной авторами (рис. 1), соотношение двух компонентов смеси сохраняли постоянным, а их общее количество и количество третьего компонента изменяли с шагом 20 %.

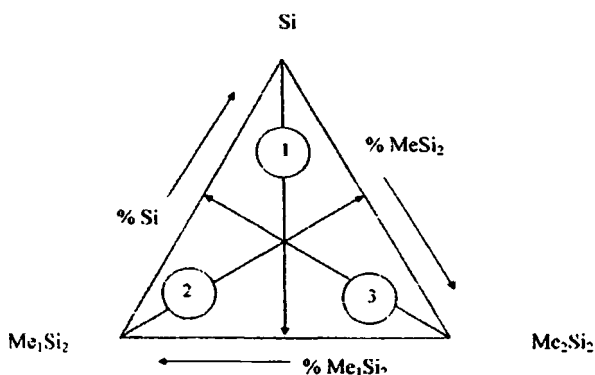


Рис. 1. Схема выбора состава трехкомпонентных насыщающих смесей для силицирования

Состав насыщающей смеси в общем виде можно записать следующим образом:  $96 \% [x \% \text{Кр1} + (100 - x) \% \text{Me}_1\text{Si}_2/\text{Me}_2\text{Si}_2] + 2 \% \text{AlF}_3 + 2 \% \text{Ti}$ , где  $x = 100, 80, 60, 40, 20 \%$  и  $0$ , а  $\text{Me}_1\text{Si}_2/\text{Me}_2\text{Si}_2 = \text{const}$ .

В дальнейшем с целью упрощения записи оперировали только варьируемой частью насыщающих смесей:  $[x \% \text{Кр1} + (100 - x) \% \text{Me}_1\text{Si}_2/\text{Me}_2\text{Si}_2]$ . Химико-термическую обработку проводили при  $1000^\circ\text{C}$  в течение 6 ч. Термостойкость оценивали по удельному изменению массы ( $\text{г/м}^2$ ) в условиях циклического изменения температуры. Цикл испытания ( $20^\circ\text{C} - 1000^\circ\text{C} - 20^\circ\text{C}$ ) составлял 10 мин. База испытания составляла 200 циклов. Испытания проводили в воздушной среде.

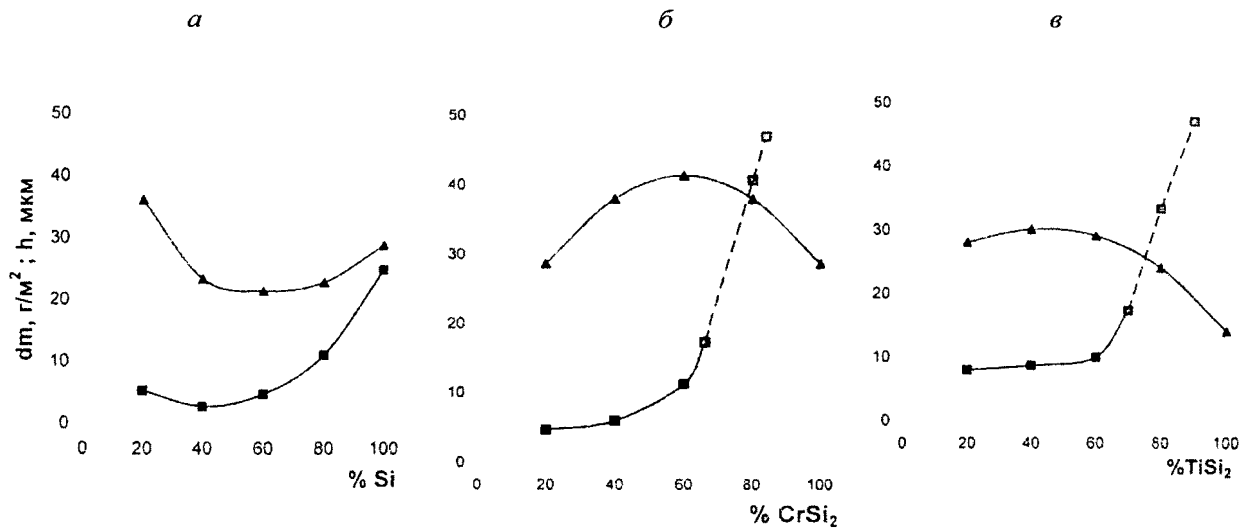


Рис. 2. Влияние состава насыщающей смеси на толщину и термостойкость силицидных слоев на сплаве НЦУ: ▲ – толщина слоя; ■ – увеличение массы; а – соотношение  $TiSi/CrSi_2 = const$ ; б – соотношение  $Si/TiSi_2 = const$ ; в – соотношение  $Si/CrSi_2 = const$ . Система:  $Si-TiSi_2-CrSi_2$  (режим ХТО:  $T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$ ;  $\tau = 6\text{ ч}$ )

При насыщении сплава НЦУ в порошковых смесях системы  $Kp1 - TiSi_2/CrSi_2$  (при  $TiSi_2/CrSi_2 = const$ ) с увеличением содержания кремния в смеси до 60 % толщина слоя уменьшалась (рис. 2, а), а термостойкость оставалась практически постоянной ( $\Delta m = 5-6 \text{ г/м}^2$ ). Диффузионный слой при этом оставался однофазным и состоял из  $NbSi_2$ . Дальнейшее повышение содержания  $Kp1$  в смеси увеличивало толщину слоя, но уменьшало его термостойкость.

Замена 80–40 %  $Kp1$  в насыщающих смесях на  $TiSi_2/CrSi_2$  повысила термостойкость диффузионного слоя на сплаве НЦУ примерно в 4 раза. Повышение в смеси содержания  $CrSi_2$  (при  $Kp1/CrSi_2 = const$ ) не изменяет фазового состава слоя, но сначала (до 60 %  $CrSi_2$ ) увеличивает, а затем уменьшает толщину слоя. Термостойкость при этом монотонно уменьшается (рис. 2, б). Диффузионные слои, полученные в смесях с содержанием  $CrSi_2$  выше 60 %, при принятых условиях испытания разрушались. Положительные результаты ( $\Delta m = 5 \text{ г/м}^2$ ) достигаются лишь при насыщении в смеси (% по массе): 20 %  $CrSi_2 + 40 \text{ % } TiSi_2 + 40 \text{ % } Kp1$ .

При увеличении в смеси  $TiSi_2$  (при  $Kp1/TiSi_2 = const$ ) толщина и термостойкость силицидных слоев на сплаве НЦУ уменьшается (рис. 2, в). При содержании в смеси более 60 %  $TiSi_2$  силицидные слои при принятых условиях испытания катастрофически разрушаются.

Термостойкость лучших силицидных слоев на сплаве НЦУ, полученных в порошковых смесях на основе системы  $Kp1 - TiSi_2 - CrSi_2$ , при принятых условиях испытания составляет ( $\Delta m = 5-6 \text{ г/м}^2$ ).

В системе  $Kp1 - TiSi_2 - MoSi_2$  при увеличении в смеси количества  $Kp1$  (при  $MoSi_2/TiSi_2 = const$ ) толщина слоя и его термостойкость изменяются немонотонно (рис. 3, а). Диффузионный слой при насыщении во всех смесях данной системы состоял из дисилицида ниобия. Максимум толщины и термостойкости приходится на слой, полученный в смеси (% по массе): 60 %  $Kp1 + 20 \text{ % } TiSi_2 + 20 \text{ % } MoSi_2$  ( $\Delta m = 5 \text{ г/м}^2$ ).

При увеличении в насыщающей смеси этой системы относительного количества  $MoSi_2$  (рис. 3, б) толщина слоя резко падает, а термостойкость сначала (до 60 %  $MoSi_2$ ) повышается, а затем катастрофически падает. Фазовый состав силицидного слоя при всех исследованных режимах насыщения оставался однофазным ( $NbSi_2$ ).

Повышение относительного количества  $TiSi_2$  в насыщающей смеси сопровождается уменьшением как толщины слоя, так и его термостойкости (рис. 3, в).

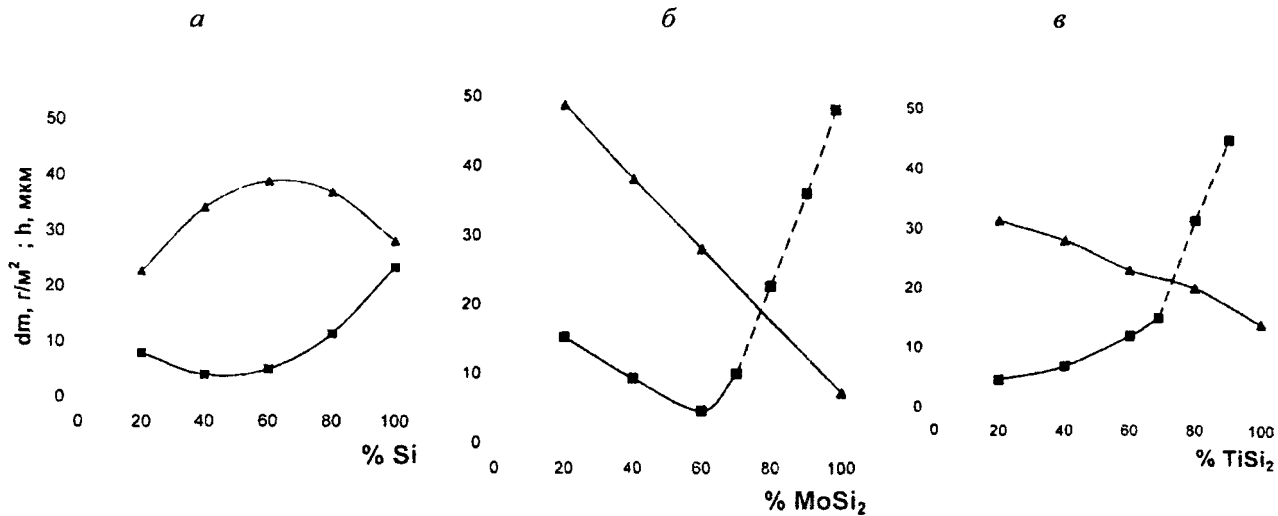


Рис. 3. Влияние состава насыщающей смеси на толщину и термостойкость силицидных слоев на сплаве НЦУ: ▲ – толщина слоя; ■ – увеличение массы; а – соотношение  $\text{MoSi}_2/\text{TiSi}_2 = \text{const}$ ; б – соотношение  $\text{Si}/\text{TiSi}_2 = \text{const}$ ; в – соотношение  $\text{Si}/\text{MoSi}_2 = \text{const}$ . Система:  $\text{Si}-\text{TiSi}_2-\text{MoSi}_2$  (режим ХТО:  $T = 1000^\circ\text{C}$ ;  $\tau = 6$  ч)

В системе легирования  $Kp1-TiSi_2-VSi_2$  увеличение в насыщающей смеси как количества  $Kp1$  (при  $TiSi_2/VSi_2 = const$ ), так и количества  $TiSi_2$  (при  $Kp1/VSi_2 = const$ ) приводит к уменьшению толщины и термостойкости силицидного слоя (рис. 4, а, б).

Повышение в насыщающей смеси содержания  $VSi_2$  до 60 % (при  $Kp1/TiSi_2 = const$ ) увеличивает и толщину слоя и его термостойкость (рис. 4, в). Дальнейшее увеличение содержания  $VSi_2$  в смеси приводит к резкому снижению толщины слоя и его термостойкости – образцы катастрофически разрушались (при принятых условиях испытания).

Лучшие результаты в системе легирования  $Kp1-TiSi_2-VSi_2$  получены при обработке ниобия в порошковых средах следующего состава (% по массе):

1. 20 %  $Kp1$  + 40 %  $TiSi_2$  + 40 %  $VSi_2$ ;
2. 40 %  $Kp1$  + 20 %  $TiSi_2$  + 20 %  $VSi_2$ ;
3. 20 %  $Kp1$  + 20 %  $TiSi_2$  + 60 %  $VSi_2$ .

Диффузионные слои, полученные на ниобии насыщением в смесях системы  $Kp1-TiSi_2-ZrSi_2$ , при всех исследованных составах имели однофазное строение и состояли из дисилицида ниобия.

При увеличении в насыщающих смесях содержания кремния (рис. 5, а), дисилицида циркония (рис. 5, б) или дисилицида титана (рис. 5, в) характер изменения толщины силицидного слоя и его термостойкость монотонно уменьшаются. При обработке образцов в смесях с содержанием  $TiSi_2$  выше 60 % (при  $TiSi_2/ZrSi_2 = const$ ) в процессе испытаний они полностью разрушались.

Диффузионные слои, полученные на ниобии насыщением в смесях системы  $Kp1-TiSi_2-ZrSi_2$  при всех исследованных составах имели однофазное строение и состояли из дисилицида ниобия.

Вполне удовлетворительные результаты ( $\Delta m = 3г/м^2$ ) получены при ХТО в смесях следующего состава (% по массе):

1. 20 %  $Kp1$  + 40 %  $TiSi_2$  + 40 %  $ZrSi_2$ ;
2. 40 %  $Kp1$  + 40 %  $TiSi_2$  + 20 %  $ZrSi_2$ .

Сравнительные данные по термостойкости лучших трехкомпонентных силицидных покрытий на сплаве НЦУ приведены на рис. 6.

Легирование силицидного слоя сплава НЦУ позволяет повысить его термостойкость в 7–8 раз.



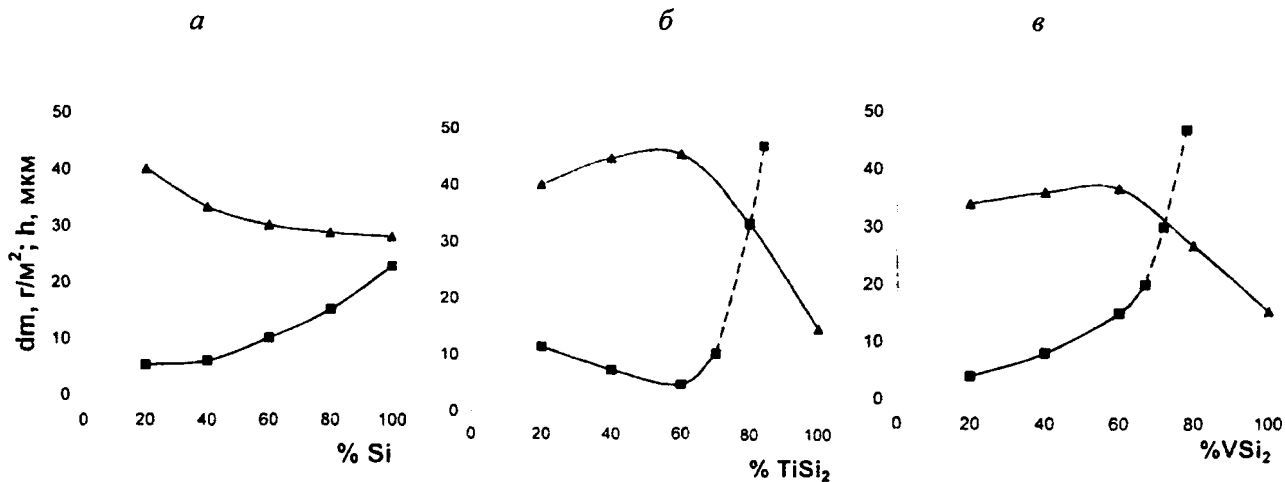


Рис. 4. Влияние состава насыщающей смеси на толщину и термостойкость силицидных слоев на сплаве NiY: ▲ – толщина слоя; ■ – увеличение массы; а – соотношение  $TiSi_2/VSi_2 = \text{const}$ ; б – соотношение  $Si/VSi_2 = \text{const}$ ; в – соотношение  $Si/TiSi_2 = \text{const}$ . Система: Si–TiSi<sub>2</sub>–VSi<sub>2</sub> (режим ХТО:  $T = 1000$  °C;  $\tau = 6$  ч)

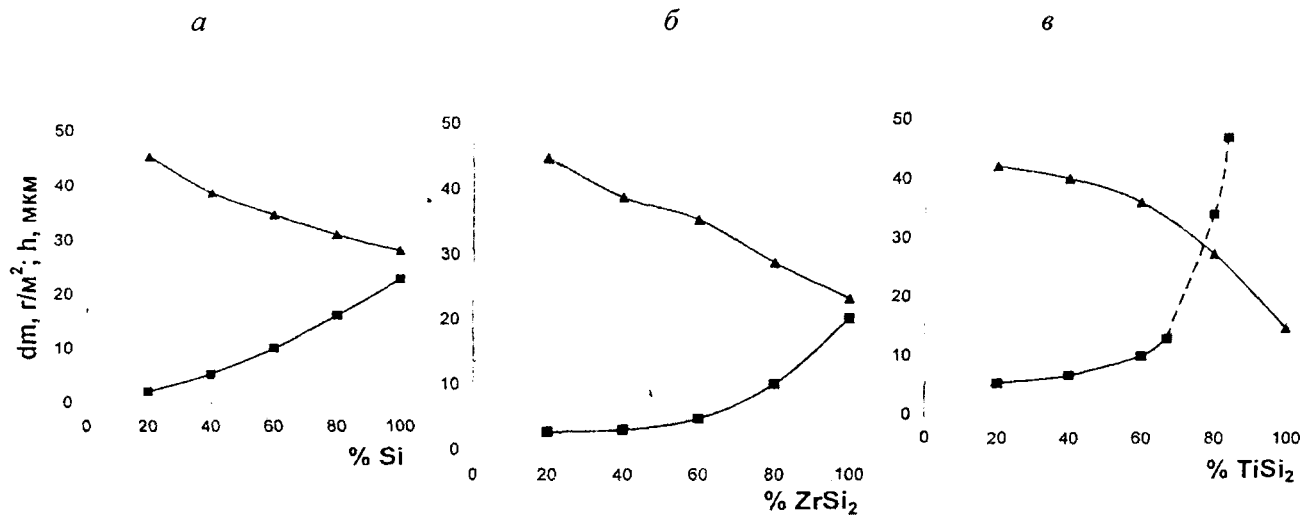
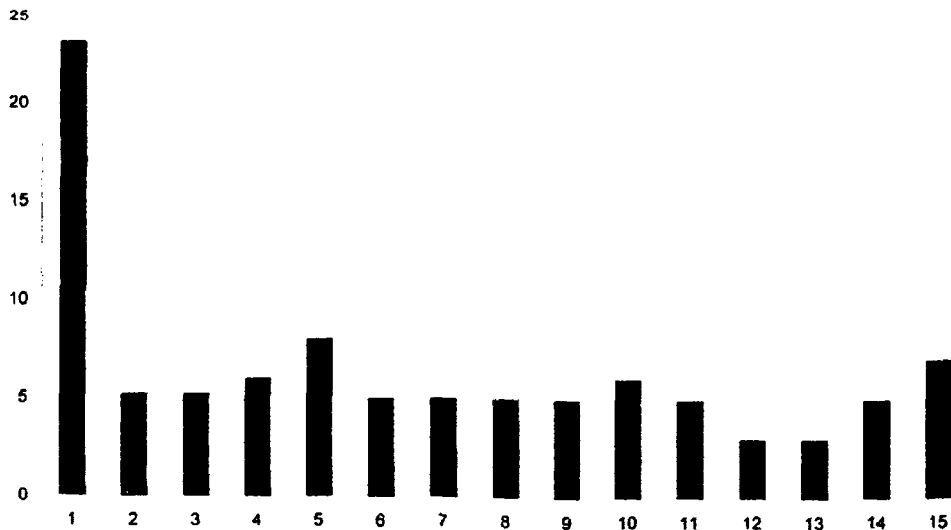


Рис. 5. Влияние состава насыщающей смеси на толщину и термостойкость силицидных слоев на сплаве NiCu: ▲ – толщина слоя; ■ – увеличение массы; а – соотношение  $TiSi_2/ZrSi_2 = \text{const}$ ; б – соотношение  $Si/TiSi_2 = \text{const}$ ; в – соотношение  $Si/ZrSi_2 = \text{const}$ . Система: Si–TiSi<sub>2</sub>–ZrSi<sub>2</sub> (режим ХТО:  $T = 1000^\circ\text{C}$ ;  $\tau = 6 \text{ ч}$ )



**Рис. 6.** Сравнительная диаграмма термостойкости лучших трехкомпонентных силицидных покрытий на сплаве НЦУ: 1– 100 % Si; 2 – 60 % Si + 20 % TiSi<sub>2</sub> + 20 % CrSi<sub>2</sub>; 3 – 20 % CrSi<sub>2</sub> + 40 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % Si; 4 – 20 % Si + 40 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % CrSi<sub>2</sub>; 5 – 20 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % CrSi<sub>2</sub> + 40 % Si; 6 – 60 % Si + 20 % MoSi<sub>2</sub> + 20 % TiSi<sub>2</sub>; 7 – 60 % MoSi<sub>2</sub> + 20 % TiSi<sub>2</sub> + 20 % Si; 8 – 20 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % MoSi<sub>2</sub> + 40 % Si; 9 – 20 % Si + 40 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % VSi<sub>2</sub>; 10 – 20 % TiSi<sub>2</sub> + 40 % VSi<sub>2</sub> + 40 % Si; 11 – 60 % VSi<sub>2</sub> + 20 % TiSi<sub>2</sub> + 20 % Si; 12 – 40 % ZrSi<sub>2</sub> + 40 % TiSi<sub>2</sub> + 20 % Si; 13 – 20 % ZrSi<sub>2</sub> + 40 % Si + 40 % TiSi<sub>2</sub>; 14 – 60 % ZrSi<sub>2</sub> + 20 % TiSi<sub>2</sub> + 20 % Si; 15 – 40 % ZrSi<sub>2</sub> + 20 % TiSb + 40 % Si

Таким образом, проведенные исследования показали, что при ХТО сплава НЦУ в порошковых насыщающих смесях всех исследованных составов фазовый состав диффузионного слоя не изменяется и состоит из дилицида  $NbSi_2$ . Это позволяет утверждать, что изменение термостойкости силицидного слоя на сплаве НЦУ происходит в результате легирования дилицида ниобия переходными металлами и изменения его толщины. При этом между толщиной слоя и его термостойкостью нет даже качественной однозначной зависимости. Последнее позволяет предположить, что существует оптимальная толщина силицидного слоя на сплаве НЦУ, которая обеспечивает при прочих равных условиях его максимальную термостойкость.

Многокомпонентное легирование силицидного слоя на сплаве НЦУ позволяет повысить его термостойкость по сравнению с нелегированными до восьми раз.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Бурнышев, И. Н. Диффузионное насыщение титановых сплавов в порошковых средах на основе кремния: дис. ... канд. техн. наук / И. Н. Бурнышев. – Свердловск, 1983.

2. Ворошнина, О. Л. Совершенствование технологии силицирования титана и ниобия / О. Л. Ворошнина, А. В. Никончик // *Металлургия*. – 1991. – Вып. 23. – С. 93–99.

УДК 691

**В. М. КОНСТАНТИНОВ**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**М. В. СЕМЕНЧЕНКО**, **В. Г. ДАШКЕВИЧ**  
(УО «Полоцкий государственный университет»)

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ И НАПЛАВКЕ ДИФФУЗИОННО- ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

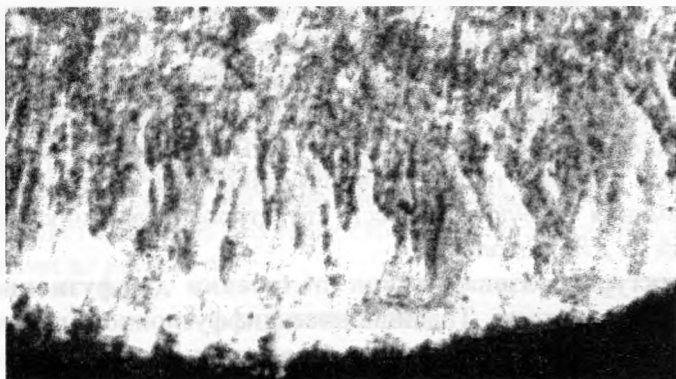
Наряду с активно внедряемым в последние годы диффузионным легированием металлических порошков ведутся исследования диффузионного легирования стальной проволоки для наплавки и напыления. Переход от диффузионного легирования полидисперсных порошковых систем к легированию металлической проволоки

имеет ряд технологических преимуществ, обусловленных спецификой объекта. Это, в первую очередь, повышение равномерности обработки и простота последующего нанесения покрытия. Однако существуют определенные сложности, требующие исследований. Диффузионное легирование проволоки в традиционных порошковых насыщающих смесях трудоемко и энергозатратно. Предварительные расчеты свидетельствуют о том, что стоимость такой проволоки становится сопоставимой с традиционными наплавочными проволоками. Поэтому для получения конкурентоспособной наплавочной диффузионно-легированной (ДЛ) проволоки необходимо радикально ускорять процесс диффузионного легирования. Отдельного внимания требуют процессы структурообразования защитных покрытий из ДЛ проволоки.

**Структурообразование при получении диффузионно-легированной проволоки.** Традиционное диффузионное насыщение в печи характеризуется длительностью процесса, обусловленной применением внешнего источника с низкой скоростью нагрева. При данном способе насыщения, как правило, скорость адсорбции легирующего элемента на поверхность проволоки значительно превосходит скорость его диффузии в ненасыщенную основу ( $V_a \gg \gg V_d$ ). Это способствует тому, что в поперечном сечении проволоки наблюдается значительный градиент концентрации легирующего элемента, направленный в глубь металла. Так, при традиционном диффузионном насыщении проволоки в печи бором в зависимости от состава, вида насыщающей среды и режимов насыщения диффузионный слой может быть трех структурных типов: двухфазный (FeV и Fe<sub>2</sub>B), однофазный (борид Fe<sub>2</sub>B) и боридные слои эвтектического типа. Диффузионный слой имеет характерное игольчатое строение (рис. 1) [1].

Цель диффузионного легирования наплавочной проволоки – требуемое изменение химического состава наплавочного слоя. Поэтому желательным является равномерное распределение вводимого легирующего элемента по сечению проволоки. Уменьшению градиента концентрации легирующего элемента в диффузионном слое способствует диффузионный отжиг. При соответствующем подборе режима отжига диффузионный слой будет полностью состоять из боридных слоев эвтектического типа и иметь большую

толщину. Традиционный диффузионный отжиг в печи осуществляется при высоких температурах и требует значительного времени для обеспечения перераспределения легирующего элемента по сечению проволоки.



*Рис. 1.* Микроструктура традиционно борированной в печи углеродистой проволоки,  $\times 200$

Улучшить структуру стали, уменьшить градиент концентрации легирующего элемента в поперечном сечении проволоки и, как следствие, повысить уровень ее свойств термической обработкой возможно разработкой нетрадиционных способов термической и химико-термической обработки. Таким способом может явиться термоциклирование, так как оно существенно интенсифицирует диффузионные процессы [2].

Технологические процессы термоциклирования состоят из операций многократных нагревов и охлаждений, режимы которых имеют два характерных отличия от традиционного метода термической обработки [3]:

- отсутствие выдержки при постоянной температуре нагрева;
- осуществление многократных нагревов и охлаждений с оптимальными скоростями.

В отличие от стандартных методов термической обработки при термоциклировании появляются дополнительные источники воздействия, свойственные только процессу непрерывного изменения температуры. На скорость диффузии, кроме температуры и степени

легированности, влияют следующие параметры: размер аустенитного зерна (чем мельче зерно, тем быстрее протекает насыщение), наличие дефектов кристаллического строения (чем выше плотность дефектов, тем быстрее диффундирует насыщающий элемент), наличие градиента концентрации насыщающего элемента [4]. Последнее создается нестационарностью и неоднородностью температурного поля. И чем выше отклонения от положения термодинамического равновесия, тем выше градиент концентрации и, следовательно, выше скорость распространения насыщающего элемента.

Нам были проведены исследования особенностей структурообразования диффузионного слоя при отжиге традиционно борированной проволоки на специально разработанной и изготовленной установке с внутренним источником нагрева. Применение внутреннего источника нагрева способствует тому, что тепловой поток распространяется от сердцевины проволоки, имеющей большую теплопроводность, к диффузионному слою. При традиционном диффузионном отжиге с внешним источником нагрева сначала осуществляется нагрев диффузионного слоя, а затем тепловой поток распространяется от поверхности к центру проволоки, что способствует значительному деборированию поверхностного слоя при длительной выдержке.

Проведенные металлографические исследования обнаружили увеличение среднего значения микротвердости сердцевины проволоки после термоциклирующего отжига в два раза. Это, по-видимому, связано со значительными термическими напряжениями, возникающими в процессе термоциклирования. Также наблюдается качественное изменение диффузионного слоя (в зависимости от режимов обработки – полное или частичное устранение характерной игольчатости борированного слоя) (рис. 2). При этом толщина диффузионного слоя тем больше, чем выше максимальная и минимальная температуры нагрева и меньше разница между ними. Значительное различие между максимальной и минимальной температурами способствует возникновению термических напряжений, которые могут вызвать повреждение диффузионного слоя. Также в данном случае уменьшение градиента концентрации бора в диффузионном слое требует более длительного времени.

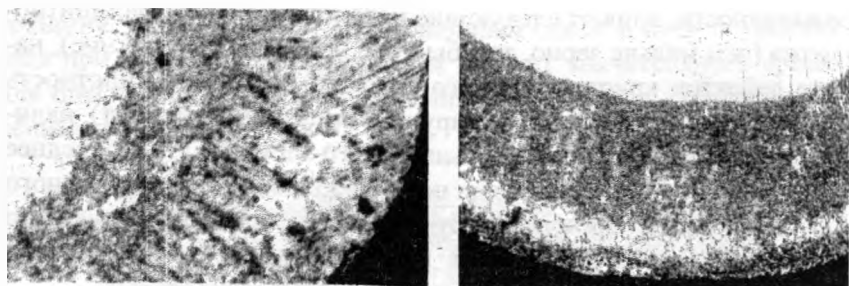


Рис. 2. Микроструктура борированного слоя после различных режимов диффузионного отжига с внутренним источником нагрева,  $\times 200$

Следует отметить, что плавление боридного слоя начиналось на границе «диффузионный слой – основной металл». Это обусловлено тем, что данная зона имеет наиболее низкую температуру плавления, а также эффектом контактного эвтектического плавления в системе Fe–Fe<sub>2</sub>B. Бор из диффузионного слоя начинает диффундировать в направлении основного металла, обеспечивая увеличение толщины диффузионного слоя и уменьшения его твердости за счет формирования структуры, имеющей меньшую концентрацию бора.

При соответствующем подборе режима термоциклирования можно обеспечить такое перераспределение бора, при котором диффузионный слой будет иметь структуру эвтектического типа, которая обладает меньшей склонностью к скалыванию, чем одно- и двухфазные слои [3]. Несмотря на меньшую по сравнению с последними слоями твердость, слои эвтектического типа имеют достаточную износостойкость. Их существенными преимуществами по сравнению с другими слоями является хорошая сопротивляемость ударным нагрузкам, что обеспечит хорошие технологические свойства диффузионно-легированной проволоки. Однако в ряде случаев этот вид обработки ухудшает технологические свойства проволоки вследствие выхода расплава на поверхность. При этом диффузионный слой имеет структуру с характерной точечной эвтектикой.

Значительно сократить время диффузионного насыщения проволоки позволяет увеличение скорости нагрева. Результаты ранее проведенных исследований [5] позволили установить, что важнейшей особенностью фазовых превращений при быстром нагреве яв-



ляется значительное изменение температуры и времени их протекания. С повышением скорости нагрева фазовые превращения смещаются в область более высоких температур и их продолжительность снижается.

Смещение фазовых превращений в область более высоких температур оказывает существенное влияние на размер зерен аустенита в момент окончания фазовых переходов, что обусловлено возрастанием роли зарождения и уменьшением роли роста зерен в общем процессе образования аустенита с повышением температуры [6]. При этом по мере смещения в область более высоких температур процесс роста зерен аустенита замедляется ввиду резкого сокращения времени нагрева. Данное смещение может оказаться таким, что практически весь процесс будет представлять собой зарождение центров.

Уменьшение объема зерен и увеличение их числа приводят к соответствующему возрастанию общей протяженности границ. В то же время известно, что интенсивность диффузии вдоль границ и внутри зерен существенно различается. При определенных температурах скорость граничной диффузии на пять-семь порядков превосходит скорость диффузии по зерну. Следовательно, в более мелкозернистом аустените, обладающем большей протяженностью границ, насыщение должно протекать значительно быстрее, чем в крупнозернистом. Таким образом, применение внутреннего источника нагрева, обладающего более высокой скоростью нагрева, позволяет значительно усилить диффузионную восприимчивость насыщаемой среды и может быть рекомендовано для непосредственного диффузионного насыщения проволоки.

Отличительной особенностью данного способа нагрева является то, что скорость диффузии легирующего элемента в ненасыщенную основу значительно превосходит скорость его осаждения на поверхность проволоки ( $V_d \gg V_a$ ), вследствие чего концентрация насыщающего элемента на поверхности значительно меньше, чем при традиционном насыщении в печи.

Проведенные металлографические исследования проволоки после диффузионного насыщения с внутренним источником нагрева показали, что микротвердость боридного слоя составляет 2500--4000 МПа. Это соответствует микротвердости твердого раствора бора в  $\alpha$ -железе. Микротвердость по сечению проволоки уменьшается постепенно. Микротвердость сердцевины составляет 1150--1300 МПа (рис. 3).

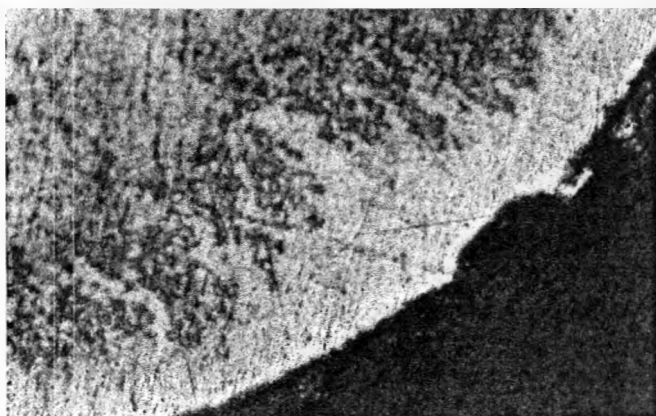


Рис. 3. Микроструктура боридного слоя при диффузионном насыщении с внутренним источником нагрева углеродистой проволоки,  $\times 200$

Учитывая особенности применения внутреннего источника нагрева, легирование следует проводить в насыщающей среде, которая уже содержит активные атомы насыщающего элемента, либо в среде, получение активных атомов из которой не требует значительного времени и температур. Рекомендуется использовать порошки чистых металлов либо ферросплавы, которые образуют с железом твердый раствор. В качестве насыщающих элементов могут применяться также карбидообразующие элементы.

**Структурообразование при наплавке диффузионно-легированной проволоки.** Применение ДЛ-углеродистой проволоки в качестве наплавочного сплава в технологическом процессе восстановления изношенных деталей машин определяется двумя основными операциями: процессом наплавки диффузионно-легированной проволоки и последующей термической обработкой наплавленной детали.

Диффузионное насыщение стальной проволоки обеспечивает повышенную концентрацию элементов на ее периферийных участках, обеспечивая флюсующе-упрочняющее воздействие. Неизученными остаются вопросы растворения диффузионного слоя при наплавке и последующее структурообразование слоя.

Исследование структурообразования при наплавке проводилось для углеродистой проволоки (Сталь 70 (У7) ГОСТ 93898–75), диф-

фузионно-легирующей и имеющей систему легирования Fe-C-B-Cr, Fe-C-Ti-Al.

Проведенное дополнительное легирование углеродистой проволоки улучшает качество наплавленных слоев по сравнению с наплавкой голой стальной проволокой, поскольку бор способствует флюсованию сварочной ванны, алюминий обеспечивает дополнительное раскисление. На свойства наплавки и образующиеся структуры наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и присадочного металла. Необходимо отметить также, что состав наплавленного металла значительно отличается от состава присадочного металла в связи с различным выгоранием легирующих элементов.

Для определения коэффициента перехода  $K_{у\text{св}}$  легирующего элемента в сварочный валик при электродуговой наплавке производили наплавку на образцы из стали 20. Исходное содержание легирующего элемента в ДЛ-проволоке определялось толщиной диффузионного слоя, диаметром проволоки, концентрацией легирующего элемента в диффузионном слое. Коэффициент перехода  $K_{у\text{св}}$  легирующего элемента определяли как отношение расчетного количества элементов до процесса наплавки и фактического содержания, определенного по результатам спектрального анализа наплавленных валиков (табл. 1).

Таблица 1. Значения коэффициента перехода  $K_{у\text{св}}$  легирующих элементов в сварочный валик при электродуговой наплавке ДЛ-проволоки (Сталь 70) в среде защитных газов

Легирующий элемент	Толщина диффузионного слоя, мкм	$K_{у\text{св}}$ при поверхностном насыщении	Ориентировочный фазовый состав диффузионного слоя
Алюминий (Al), Титан (Ti)	80	Al - 0,4-0,3 Ti - 0,5-0,6	$\alpha$ -фаза, $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , TiAl
Бор (B), Хром (Cr)	100	B - 0,4-0,3 Cr - 0,5-0,6	$(\text{Fe},)_2\text{B}$ , $(\text{Fe},\text{Cr})\text{B}$
Алюминий	100	0,4-0,5	$\alpha\text{-Fe(Al)}$ , FeAl, $\text{Fe}_3\text{Al}$

Процессы, происходящие при наплавке ДЛ-проволоки, имеют ряд отличительных особенностей, определяемых механизмом растворения диффузионного слоя в столбе дуги. На рис. 4 представлен фрагмент алюмотитанированной проволоки, охлажденной в момент

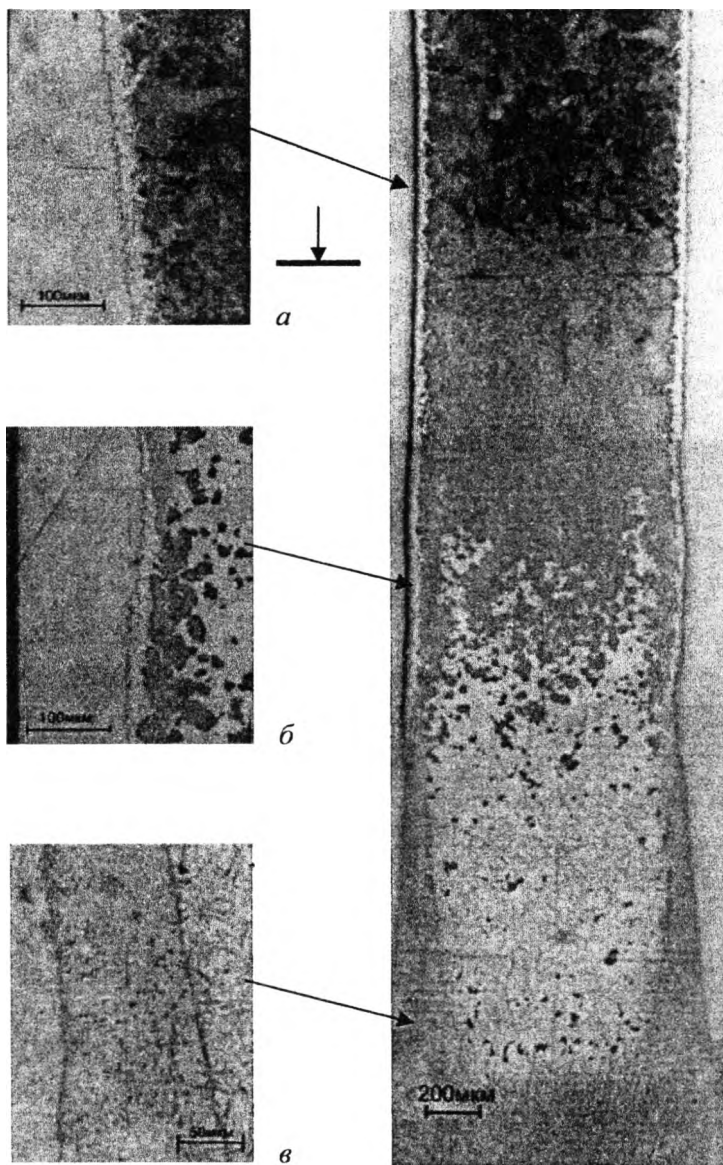


Рис. 4. Микроструктура диффузионно-легированной углеродистой проволоки в момент зарождения электродной капли при электродуговой наплавке,  $\times 200$

зарождения капли. При диффузии в сталь алюминий оттесняет углерод от поверхности, что объясняется аллотропическими превращениями при температуре насыщения. В связи с этим под алитированным слоем отчетливо наблюдается зона, обогащенная углеродом. Сформированный процессом химико-термической обработки диффузионный слой растворяется, легируя основной металл. Процесс начинается с переходной зоны, постепенно толщина переходной зоны возрастает. В непосредственной близости к капле область смыкается, образуя однородную структуру. Металл на этом участке находится некоторое время в таком состоянии, которое способствует протеканию активной диффузии легирующих элементов между твердой и жидкой фазой переходной зоны.

**Структурообразование наплавленных слоев при проведении термической обработки.** Для достижения требуемых физико-механических характеристик наплавленного и основного металлов целесообразно проведение термической обработки наплавленной детали. В практике наплавочных работ полноценная термическая обработка наплавленных деталей используется недостаточно. Основными причинами указанной ситуации являются сложность согласования режимов термической обработки деталей и наплавки, а также отсутствие данных по закаливанию и прокаливаемости наплавленных слоев.

Выбор вида термической обработки в основном определяется условиями работы и, как следствие, прочностными показателями детали, а также химическим составом основного и наплавленного металла. Прогнозировать механические свойства и структуру наплавленной детали после термической обработки можно следующими путями:

- моделирование процесса термообработки, учитывающее при анализе тепловых полей фазовые превращения и химический состав материала (программные комплексы ANSYS, MSC. MARC, DEFORM-3D, ThermoSim). Решение методом конечных элементов уравнения теплопроводности с граничными и начальными условиями, определение температуры в металле, расчет фазового состава путем аппроксимации термокинетической диаграммы распада аустенита [7];

- графическим наложением термокинетических (изотермических) диаграмм распада аустенита основного и наплавленного металлов вместе с кривыми охлаждения [8].

Существенное значение для протекания вторичной кристаллизации имеют условия охлаждения. Наиболее активно снижению критической скорости охлаждения способствуют карбидообразующие элементы – Cr, Ti и др. Причиной является уменьшение скорости диффузии углерода. Влияние этих легирующих элементов проявляется и в смещении критических точек. В этой связи были проведены исследования прокаливаемости различных наплавов по общепринятой методике оценки твердости полумартенситной зоны. Полученные данные согласуются с известными представлениями о влиянии карбидообразующих элементов на прокаливаемость. Весьма важной является более высокая прокаливаемость разработанных наплавов по сравнению с металлом основы (в нашем случае – сталь 50Г). Это позволяет подобрать согласованный режим термической обработки, при которой мартенситная структура будет формироваться только в наплавленном слое, а основной металл будет иметь более вязкую сорбитную или перлитную структуру (рис. 5).

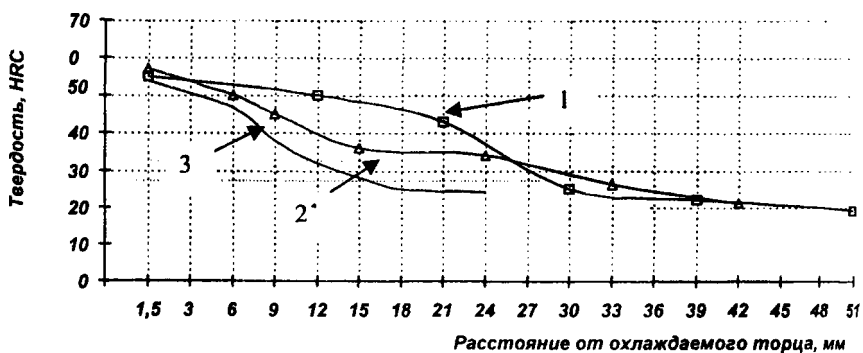


Рис. 5. Прокаливаемость наплавленных слоев различных сплавов: 1 – Сталь 70 борхромированная; 2 – Сталь 70 алюминититанированная; 3 – Сталь 50Г

Высокая микротвердость избыточных фаз и дисперсность матрицы обуславливают существенное повышение твердости (табл. 2). Особо следует отметить мелкодисперсность избыточных фаз и их

равномерное распределение в наплавке. В результате термической обработки сопротивление абразивному изнашиванию наплавленного слоя возрастает при требуемом уровне прочностных свойств детали.

Таблица 2. Твердость наплавленных слоев из диффузионно-легированной проволоки, МПа

Наплавляемая проволока	Вид термической обработки наплавленного слоя		
	Без термической обработки	Закалка + низкий отпуск	Отжиг
Исходная Сталь 70	2750 ± 380	3410 ± 230	1750 ± 130
Сталь 70, легированная В + Сг, диффузионный слой – 150 мкм	3600 ± 300	5150 ± 450	2520 ± 150
Сталь 70, легированная Аl+Ti, диффузионный слой – 100 мкм	3120 ± 350	4670 ± 380	2400 ± 140

## Выводы

1. Термоциклирование прямым пропуском электрического тока позволяет интенсифицировать процесс диффузионного насыщения за счет повышения рабочих температур и многократных полиморфных превращений. Механизм структурообразования диффузионного слоя характеризуется ускорением диффузионных процессов в стали и формированием твердых растворов, низколегированных боридных, карбидных фаз. В ряде случаев в процессе отжига в переходной зоне формируется боридная эвтектика. Наличие внутреннего источника нагрева при прямом пропуске тока через легируемую проволоку требует разработки специальных насыщающих смесей повышенной активности.

2. В процессе электродуговой наплавки ДЛ-проволоки диффузионный слой растворяется в электродной капле, обеспечивая равномерное легирование наплавленного металла. При этом коэффициент перехода легирующего элемента в наплавленный слой близок аналогичному коэффициенту для традиционных наплавочных материалов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Алиев, А. А.* Борирование из паст / А. А. Алиев, Л. Г. Ворошнин. – Астрахань: Изд-во Астраханского гос. техн. ун-та, 2006. – 288 с.
2. *Федюкин, В. К.* Термоциклическая обработка металла и деталей машин / В. К. Федюкин, М. Е. Смагоринский. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1989. – 255 с.
3. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / под ред. М. Х. Шорошова. – М.: Наука, 1984. – 187 с.
4. *Гурьев, А. М.* Химико-термоциклическая обработка (ХТЦО) сталей и сплавов / А. М. Гурьев, Л. Г. Ворошнин // Проблемы и перспективы развития литейного производства: сб. науч. тр. междунар. науч.-практ. конф. – 2001. – Режим доступа: <http://www.likeyka.boom.ru>. Дата доступа: 07.12.2005.
5. *Семенченко, М. В.* Электрохимикотермическая обработка проволоки для защитных покрытий: дис. ... магистра техн. наук: 05.02.01 / М. В. Семенченко. ПГУ, 2003. – 70 с.
6. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
7. *Кундас, С. П.* Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография / С. П. Кундас. – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313 с.
8. *Константинов, В. М.* Проблемы термической обработки наплавленных деталей горношахтного оборудования / В. М. Константинов, В. Г. Дашкевич // Горная механика. – 2005. – № 2. – С. 92–96.

УДК 669.18

**И. Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ**, канд. техн. наук,  
**А. А. ШИПКО**, д-р техн. наук (ОИМ НАН Беларуси)

### **РОЛЬ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ЛИТЬЯ И ПРОКАТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ПОЛОС**

Развитие технологии непрерывной разливки стали с совмещением операций прокатки стимулировало прогресс мини- и микрометаллургических технологий, направленных на производство различного сортамента стали. Появление и быстрый рост числа металлургических мини-заводов обусловлены следующими предпосылками:

- низкими удельными капиталовложениями и коротким строительным циклом;



- простой и компактной технологией;
- региональным сырьем в виде металлического лома;
- специализированным сортаментом продукции, ориентированным на конкретных потребителей;
- высокой производительностью труда при оптимизации производственных издержек;
- появлением новых технологий и созданием нового технологического оборудования.

В настоящее время большое внимание ведущими сталелитейными компаниями уделяется созданию высокоэффективной модульной технологии и оборудования для производства тонких и широких полос на основе компактных литейно-прокатных агрегатов. При этом важными задачами остаются снижение расхода энергии и удельных капиталовложений на тонну проката, экологическая чистота производства, высокая производительность, высокие показатели механических свойств и требуемое качество поверхности листовых горячекатаных полос.

Трудность задачи создания литейно-прокатных модулей для низкоуглеродистых сталей сопрягается с большим различием между скоростями кристаллизации и скоростью прокатки стали. Тем не менее, зарубежным компаниям удалось найти определенные технологические решения производства горячекатаных полос в едином модульном агрегате, в частности процесс *Castrip* [1–4].

При производстве полосового проката повседневной практикой в мире стало интенсивное использование стальных отходов. При этом одной из главных проблем является контроль уровня нежелательных вредных элементов, для того чтобы обеспечить чистоту стали, требуемую для достижения характеристик конечного продукта. Например, при производстве тонколистовых стальных полуфабрикатов требования рынка предопределяют узкий диапазон химического состава и возможность замены холоднокатаных стальных листов горячекатаными с высоким уровнем механических свойств, лучшим контролем профиля, формы и толщины. Также актуальны вопросы снижения анизотропии механических свойств и сведения до нуля наличия поверхностных дефектов готовой продукции.

Известно, что сопутствующие элементы можно разделить на две категории. К первой относятся те, которые оказывают свое

влияние на свойства стали, находясь в твердом растворе (Mo, Cr, Ni, Cu, др.). Ко второй – те, воздействие которых на свойства проявляется вследствие образования сегрегаций на поверхности, границах зерен и т. п. (Sn, As, Sb, др.). Медь как ключевой элемент по отношению к поверхностным дефектам, в количестве более 0,2 % может вызвать серьезные проблемы из-за появления обогащенных зон и образования легкоплавких эвтектик. При одинаковом процентном содержании никель, увеличивая растворимость меди в аустените, может компенсировать ее негативное влияние. Олово играет значительную роль в проблеме горячеломкости за счет уменьшения растворимости меди и понижения точки плавления зон, обогащенных соединением Cu–Sn. Добавка 0,05 % олова к стали, содержащей 0,2 % Cu, имеет значительное влияние на показатели растрескивания, особенно при 1150 °С, что может сказываться уже на стадии горячей деформации. В общем, сопротивление горячей деформации возрастает с общим содержанием легирующих элементов (Cu, Ni, Cr, Mo, Sn, As, др.), что особенно важно для низкоуглеродистых сталей.

Примесные элементы, сегрегируя по границам зерен во время охлаждения и смотки горячих полос или в процессе завершающего отжига, снижают когезионные свойства границ пропорционально избытку сегрегированных атомов [1], что делает разрушение в данных зонах более вероятным. Неметаллические включения являются причиной серьезных дефектов стали, таких как хрупкость и трещинообразование, что сказывается и на показателях предела прочности, вязкости, свариваемости, коррозионной стойкости, сопротивлении усталостным нагрузкам и т. д. Сульфиды воздействуют на характеристики конечного продукта в процессе деформации стали, поскольку (особенно их морфология) имеют значительное влияние на свойства ввиду различия в механических свойствах между матрицей и включением. Слабая связь между включением и матрицей обуславливает раскрытие пустот в процессе горячей деформации. В то же время наличие сульфидов способствует образованию игольчатого феррита при аустенитно-ферритном превращении, особенно в низкоуглеродистых сталях.

Структура игольчатого феррита порой рассматривается как хаотичная [2]. Пластины игольчатого феррита зарождаются гетерогенно на мелких неметаллических включениях и растут в разнооб-

разных направлениях из мест своего зарождения с сильной разориентировкой, что способствует повышению уровня механических свойств, особенно ударной вязкости.

Таким образом, сульфидные включения играют двоякую роль. С одной стороны, они способствуют межкристаллическому зарождению пластин игольчатого феррита, приводящего к увеличению вязкости без потери пластичности. С другой – приводят к образованию пустот или трещин в процессе пластической деформации.

Авторы [5] считают, что именно сульфид марганца, который растет на оксидах титана после затвердевания, ответствен за зарождение игольчатого феррита. Соответствующий микроанализ показал, что частицы оксидов обычно содержат около 10 % марганца и что потеря серы на 0,001 % снижала количество фракции образующегося игольчатого феррита. В работе [5] приводятся данные об улучшении вязкости при повышении концентрации серы в сплаве от 0,0005 до диапазона 0,005–0,01 % вследствие ее воздействия на увеличение содержания игольчатого феррита в микроструктуре. Установлено, что некоторое количество серы сегрегирует к границам аустенитного зерна и, следовательно, увеличивает прокаливаемость стали вследствие уменьшения энергии границ зерна. Одновременно увеличивается количество игольчатого феррита и соответственно улучшаются показатели ударной вязкости. Дальнейшее повышение концентрации серы вызывало рост выделений сульфидов по границам аустенитного зерна с увеличением скорости зарождения крупнопластинчатого феррита на границах аустенитных зерен и приводило к ухудшению механических свойств. То есть можно предположить о существовании некоего оптимального уровня концентрации серы. Кроме того, авторы [5] при исследовании низкоуглеродистой стали с содержанием серы 0,07 % обнаружили, что сульфиды марганца выделялись в виде тонкодисперсных частиц. Небольшое количество ванадия, присутствующего в стали, приводило к выделению нитридов на сульфидах, которые в свою очередь обеспечивали места для последующего образования карбидов ванадия, явившихся исходной подложкой для подготовки межзеренного зарождения мест для игольчатого феррита.

Существуют несколько точек зрения по образованию игольчатого феррита на включениях:

а) включения обеспечивают места гетерогенного зарождения, которые понижают необходимую энергию активации для образования игольчатого феррита;

б) наличие различий в тепловом расширении между включением и матрицей локально увеличивает энергию деформации, которая уменьшает энергию активации для зарождения.

Критическим для межзеренного зарождения игольчатого феррита является размер включения. Отмечено [6], что больший размер включения увеличивает вероятность образования игольчатого феррита. При этом минимальный требуемый размер включения составляет 0,4–0,6 мкм [6].

На существующих металлургических заводах получение тонкой полосы 1,5–2 мм из низкоуглеродистой стали из толстых (200–250 мм) или тонких (50–100 мм) слэбов включает горячую прокатку при очень высоких степенях обжатия в моногетелевых станах, с промежуточным нагревом заготовки перед деформацией. Процессы рекристаллизации в процессе многократной прокатки приводят к формированию мелкого зерна аустенита, в результате чего при ускоренном охлаждении наблюдается высокая плотность зародышеобразования ферритных зерен с последующим образованием мелко ферритного зерна.

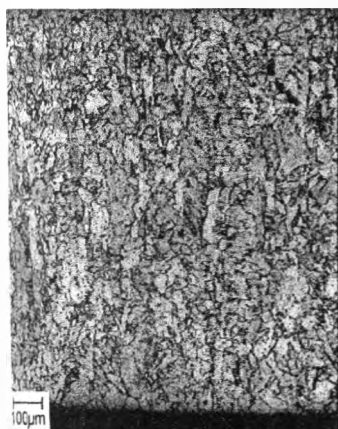
По сравнению с обычным технологическим маршрутом метод прямого литья по технологии Castrip в двухвалковых кристаллизаторах с последующей прокаткой при получении тонких полос включает ограниченную степень деформации для измельчения структуры после литья.

Скорость литья обычно находится в пределах 60–100 м/мин, средняя скорость кристаллизующейся поверхности – 1700 °C/с, а толщина полосы после литья обычно составляет около 1,7 мм. Для ограничения окалинообразования на поверхности полосы применяется защитная атмосфера, в которой закристаллизовавшаяся полоса находится до своего выхода в прокатный стан. Степень обжатия полосы в однопроходном прокатном стане – около 30 %, с максимально возможной – до 50 %. Водоохлаждаемое оборудование, размещенное непосредственно после прокатного стана, охлаждает полосу до требуемой температуры смотки [1, 2].

Размер аустенитного зерна непосредственно после кристаллизации может варьироваться от 120 до 180 мкм соответственно для края и центра полосы [3]. При этом количество примесей оказывает

определенное влияние на этот параметр. В частности, уменьшение содержания серы с 0,04 до 0,01 % увеличивало размер ферритного зерна от 60 до 200 мкм после прямого литья (рис. 1).

*а*



*б*



*Рис. 1.* Влияние содержания серы в расплаве на микроструктуру феррита:  
*а* – содержание серы – 0,04 %; *б* – содержание серы – 0,01 %

Высокая скорость охлаждения при кристаллизации с контролем определенных параметров способствует однородному распределению мелких глобулярных включений (MnO, SiO) по толщине полосы, которые в сочетании с укрупненным аустенитным зерном способствуют зарождению игольчатого феррита при охлаждении. Более низкая степень деформации по сравнению с традиционными методами не способствует увеличению протяженности включений, уменьшая их отрицательное воздействие при формообразовании. Было обнаружено, что диапазон размеров глобулярных включений – обычно от 10 мкм до 5–30 нм. Наибольшая пропорция размеров включений составляет от 0,5 до 5 мкм и играет очень важную роль в развитии окончательной микроструктуры за счет обеспечения межзеренного зарождения игольчатого феррита, без последующего негативного влияния на свойства при деформации полосы [4]. Очень мелкие частицы (5–30 нм) обеспечивают сдерживающее воздействие на рост зерна при вероятном завершающем отжиге.

При горячей деформации полосы со степенью обжатия около 30 % при температуре 860 °С наблюдается мелкозернистая ферритная структура с размером зерна 2–4 мкм на поверхности полосы и на одной трети расстояния по толщине от края полосы (рис. 2). Остальная часть заготовки имеет размер зерна 10–20 мкм. Повышение температуры деформации до 1050 °С способствует формированию микроструктуры, на 80 % состоящей из полигонального феррита с размером зерна 10–40 мкм (рис. 3). Широкий спектр структурных изменений достигается варьированием скорости охлаждения полосы и соответствующим контролем температуры и степени деформации. Уменьшение количества игольчатого феррита приводит к снижению прочности, предела текучести, увеличению общего удлинения, в то время как при более высоких степенях деформации измельчение феррита способствует повышению пределов прочности и текучести.

Следует отметить, что размер аустенитного зерна 50–200 мкм после прямого литья значительно ниже, чем для тонкослябовой заготовки (600–1400 мкм), а содержание серы в расплаве имеет серьезное влияние на характер зародышеобразования, воздействуя до определенного предела на увеличение числа центров кристаллизации.

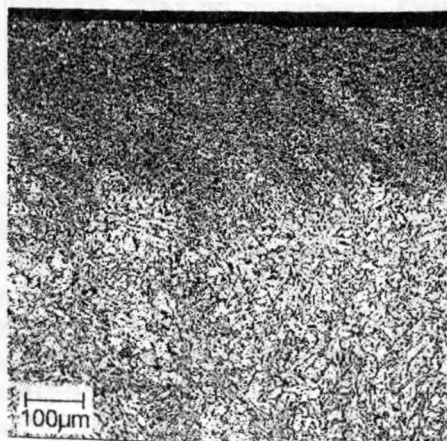


Рис. 2. Микроструктура поверхности полосы после прокатки при 860 °С со степенью обжатия 36 %

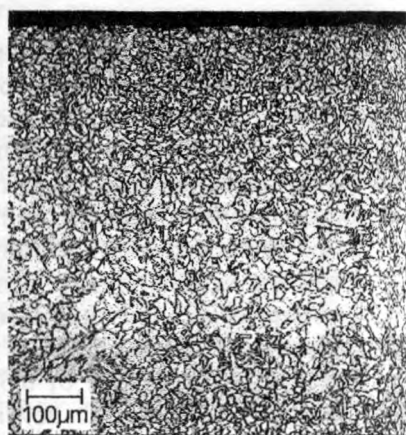
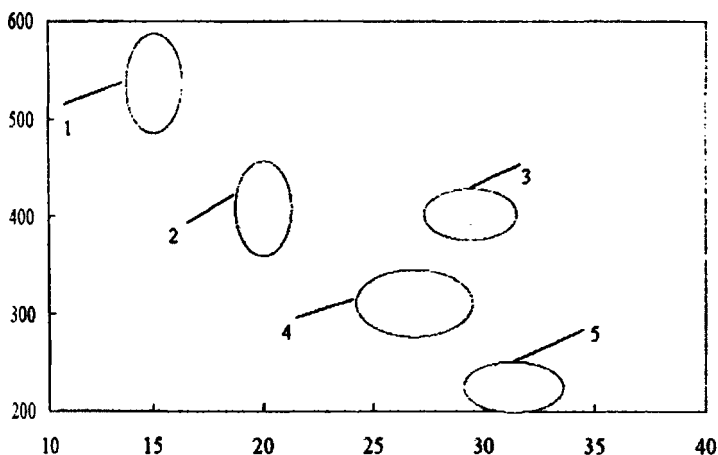


Рис. 3. Микроструктура поверхности полосы после прокатки при 1050 °С со степенью обжатия 31 %

Таким образом, эволюция микроструктуры при производстве полосы методом прямого литья с последующей деформацией с низкими степенями в однопроходном прокатном стане существенно отличается от тонколистовых заготовок, получаемых традиционным способом непрерывной разливки тонких слябов с промежуточным нагревом и многократной прокаткой. Широкое разнообразие структур ферритной составляющей обеспечивается контролем хода кристаллизации, охлаждения полосы во время аустенитного превращения, режимами деформации и наличия включений. Формирование мелкозернистой структуры достигается однопроходной деформацией со степенью обжатия 30 % непосредственно после литья. Разнообразные сочетания уровней прочности и удлинения материала достигаются для низкоуглеродистой стали одного химического состава (рис. 4) [4].

Предел текучести, МПа



Удлинение, %

Рис. 4. Влияние охлаждения на свойства горячекатаной полосы: 1 — совместное влияние включений и высоких скоростей охлаждения расплава; 2 — умеренная скорость охлаждения расплава; 3 — влияние низкой температуры прокатки; 4 — свойства полосы после прокатки тонких слябов; 5 — медленное охлаждение расплава; 1-3 — свойства непосредственно после прямого литья полосы

Производственный литейно-прокатный комплекс Castrip предназначен для производства 300–500 тыс. т полосового проката в год. Показательно, что применение процесса прямого литья и последующей прокатки по технологии Castrip (рис. 5) снижает энергозатраты в 5–10 раз по сравнению с производством листов из тонкослябовых заготовок. Эксплуатационная площадь сокращается в 5–8 раз. Необходимый размер цеха для литейно-прокатного модуля со вспомогательными площадями составляет 65–75 м. Оперативное управление процессами охлаждения со степенями горячей деформации 25–30 % в однопроходном стане обеспечивает варьирование микроструктурой конечного изделия и, следовательно, обеспечивает достижение сочетания высокого уровня прочностных и пластических характеристик для стали одного химического состава, сравнимых с холоднокатаными листами. Кроме того, исчезает необходимость промежуточного нагрева, значительно уменьшается выброс вредных газов по сравнению с традиционными методами непрерывного литья и прокатки ( $\text{SO}_2$  – на 70 %;  $\text{CO}_2$  – на 80–85 %;  $\text{NO}_x$  – на 85–90 % [2]). Допускается использование шихты более низкого качества с повышенным содержанием меди, поскольку из-за очень высоких скоростей кристаллизации сегрегации примесей не происходит. Дополнительное преимущество – возможность производить полосы из нержавеющей сталей.

Таблица 1. Параметры процесса Castrip

Параметр	CASTRIP
Диаметр валков	500 мм
Масса намотки	25 т
Тип стали	Низкоуглеродистые, нержавеющая
Ширина листа	2000 мм (максимально)
Толщина листа	0,7–2,0 мм
Масса ковша	110 т
Скорость литья	60–100 м/мин
Мощность завода	500000 т/год



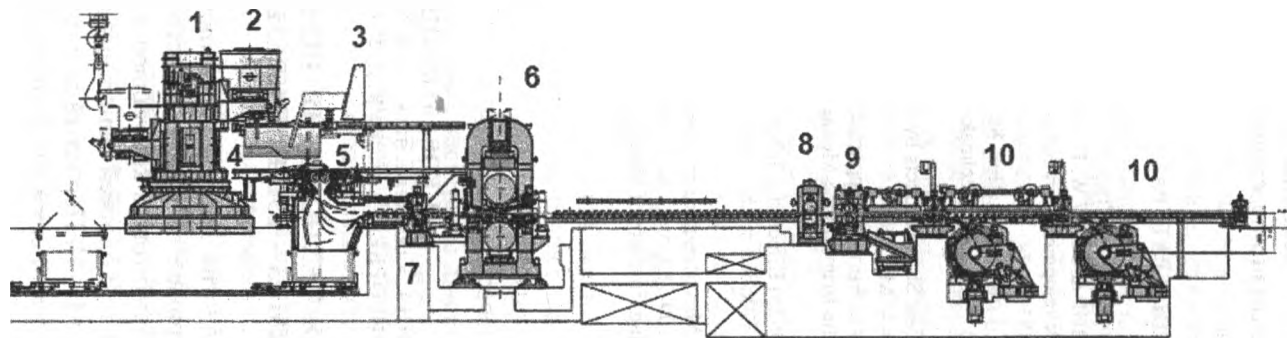


Рис. 5. Схема литейно-прокатного модуля Castrip: 1 – поворотное устройство; 2 – ковш; 3 – плазменная дуга (для контроля температуры); 4 – промежуточный ковш; 5 – валки-кристаллизаторы; 6 – прокатный стан; 7 – поджимающие ролики; 9 – ножницы; 10 – зона намотки

Определенное достоинство технологии заключается также в том, что она позволяет оперативно переходить на производство лос иной толщины и свойств.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Blejde, W. R* Recent Developments in Project M – The Joint Development of Low Carbon Steel Strip Casting by BHP and IHI / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // International Conference on New Developments on metallurgical Process Technology, METEC Congress, June 1999, 176–181.

2. *Blejde, W.* Development of Low carbon Thin Strip production at Project M / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // Iron and Steelmaker. – 2000. – Vol. 27. – № 4. P. 29–33.

3. Development of Ultra-Thin Cast Strip Products by the CASTRIP® / C. Killmore [et al.] // AIS Tech 2007 Proceedings. – May, 2007.

4. Evolution of microstructures and product opportunities in low carbon steel strip casting // K. Mukunthan [et al.] // The Brimacombe Memorial Symposium Proceedings, 2000. – P. 421–437.

5. *Lee, J.-Y. and Pan, Y.-T.*, (1992b) Effect of sulphur content on the microstructure and toughness of simulated HAZ in Ti-killed steels, Submitted to Materials Science and Technology.

6. Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metals, Mathematical Modelling of Weld Phenomena, pp. 109–182, by H. K. D. H. Bhadeshia and L.-E. Svensson, Eds. H. Cerjak and K. E. Eastering, Institute of Materials, London (1993).

УДК 621.793

**В. Н. КОВАЛЕВСКИЙ**, д-р техн. наук,  
**И. В. ФОМИХИНА**, канд. техн. наук, **А. В. КОВАЛЕВСКАЯ**,  
**С. В. ГРИГОРЬЕВ**, **А. Е. ЖУК**, **Д. Г. САЧАВА** (БНТУ)

### КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТА «АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ»

Комбинированная технология получения композита «алмаз – карбид кремния» предусматривает сочетание известной технологии пропитки пористых полуфабрикатов из кристаллов алмаза при низких давлениях с вакуумной технологией нанесения нанопокровтий на исходные порошки алмаза [1–3]. Пористый полуфабрикат из порошков алмаза с технологической связкой (фенолформальдегидной

смолой) формовали, а затем пропитывали в вакууме или в защитной атмосфере жидким кремнием с образованием карбидокремниевой матрицы. Предварительно на исходные микропорошки алмаза и дисперсные порошки карбида кремния (наполнитель) наносили магнетронным распылением комбинированных охлаждаемых катодов (кремний – графит) нанопокрывание из смеси атомов кремния и углерода. Формирование композита из порошков с покрытием происходит в процессе реакционного спекания кремния и углерода в покрытии и пиролитического углерода с жидким кремнием при пропитке. Безусадочная технология реакционного спекания позволяет получать готовое изделие из сверхтвердого материала, не требующего окончательной механической обработки. Наличие покрытия на частицах порошков алмаза обеспечивает защиту алмаза от графитации при температуре пропитки 1500 °С. Модернизированное оборудование (магнетронная распылительная система (МРС), в которой использована электромагнитная система вместо постоянных магнитов), разработанная специальная технологическая оснастка (комбинированные катоды и барабан для перемешивания порошков при нанесении покрытий) позволили получить на оптимальных режимах обработки слоистые нанопокрывания и композит «алмаз – карбид кремния».

Использование планарной магнетронной системы позволило реализовать электрический разряд для распыления комбинированной мишени – катода. Аномальный тлеющий разряд формирует «магнитные ловушки» в зоне пересечения магнитного и электрического поля, в которых электроны движутся по циклоиде [4]. Многократное столкновение их с атомами рабочего газа (аргона или азота) повышает степень ионизации и плотность ионного тока, стабилизирует аномальный тлеющей разряд, что приводит к ионной бомбардировке поверхности катода. Распыление атомов или кластеров материала катода сопровождается частичной ионизацией их при прохождении через разрядный промежуток. Скорость распыления материала мишени – катода ( $5\text{--}50 \text{ нм} \cdot \text{с}^{-1}$ ) определяется свойствами распыляемых материалов и условиями охлаждения катода [5].

**Технологические режимы нанесения слоистых покрытий.** Расчет режимов электрического разряда в планарном магнетроне с постоянным магнитом приведен в работе [6]. Показано, что в условиях низких давлений и высокой напряженности значения напря-

жения  $U_p = 400\text{--}500$  В, давления  $p = (0,2\text{--}0,8) \cdot 10^{-1}$  Па, магнитной индукции  $B = 0,03\text{--}0,05$  Тл. Катодное падение потенциала в тлеющем разряде составляет  $U_k = 50\text{--}80$  В, а напряженность электрического поля у поверхности катода должна быть  $E_k > 10^5$  В·м<sup>-1</sup>. Выполнены приближенные расчеты разряда для кольцевой области плазмы над зоной максимальной эрозии. Установлено, что изменение относительной напряженности электрического поля  $E/E_0$  зависит от радиуса мишени. Наибольшая относительная плотность электронов находится в области скрещенных магнитном и электрическом полях. Плотность ионного тока зависит от интенсивности охлаждения мишени, остаточной индукции и высоты постоянных магнитов. Остаточная индукция не может превышать 0,6–0,8 Тл. Расстояние между поверхностями распыления и конденсации определяется условием стабильного образования тонкопленочного покрытия, которое должно быть больше средней длины пробега распыленных атомов при единичном давлении газа. Согласно данным, представленным в работе [7], это расстояние  $L_{\text{нат}} \geq 50$  мм.

Применение в МРС электромагнитной системы позволяло осуществлять зажигание при низких напряжениях ( $U_3 = 300\text{--}400$  В) за счет использования схемы автоматической стабилизации процесса напыления. Введение катушки индуктивности с малым индуктивным сопротивлением в цепь обратной связи системы питания обеспечивает расширение номенклатуры распыляемых материалов от металлов до графита и полупроводникового кремния.

Если отключить катушку индуктивности, то можно использовать магнетрон как источник тлеющего разряда, что позволяет осуществлять предварительную очистку и активацию поверхности частиц алмазного порошка и окончательную обработку покрытия плазмой тлеющего разряда [8].

Расчет магнитной индукции как функции ускоряющего напряжения ( $U$ , В) и расстояния между анодом и катодом  $b$  (мм), выполненный в работе [9], позволил определить число ампер-витков индукционной катушки из соотношения

$$In \geq 2,68 \frac{\sqrt{U}}{b}. \quad (1)$$

Изменение мощности разряда подчиняется линейной зависимости от давления аргона при расстоянии между анодом и катодом 150–200 мм. На рис. 1, а приведены вольт-амперная характеристика ВАХ магнитной системы и соответствующие ей значения магнитной индукции. Линейная зависимость ВАХ нарушается при возрастании сопротивления соленоида и его разогреве вследствие высокого напряжения, что приводит к нарушению теплового равновесия, снижает магнитную индукцию. Линейно изменяемое магнитное поле позволяет оптимизировать параметры плазмы тлеющего разряда, увеличить количество газа за счет повышения степени ионизации и избежать неэффективного режима работы. Расширение диапазона рабочих давлений достигается путем управления величиной индукции магнитного поля [10].

Линейная зависимость ВАХ и магнитной системы позволила определить оптимальные режимы обработки поверхности, нанесения покрытий на алмазные порошки, окончательной их обработки (табл. 1). Технологически выгодны линейные зависимости тока и магнитной индукции. Оптимальные значения индукции магнитного поля при давлении газа 0,5–0,7 Па находятся в пределах 40–50 мТл.

Таблица 1. Режимы обработки плазмой тлеющего разряда и нанесения покрытий на алмазные порошки

Марка алмазного порошка	Вид обработки	Напряжение $U_p$ , В	Ток $I$ , А	Давление $p$ , Па	Время $\tau$ , с	Состав, структура покрытия
АСМ7/5 АСМ14/10	Тлеющий разряд	1300	0,01	8,0	90	
	Покрытие	650	0,90	0,4	120	(Si+C) <sub>аморф</sub>
	Тлеющий разряд	1200	0,01	6,0	120	SiC <sub>аморф</sub>
	Покрытие	700	0,80	0,6	9000	(Si+C)

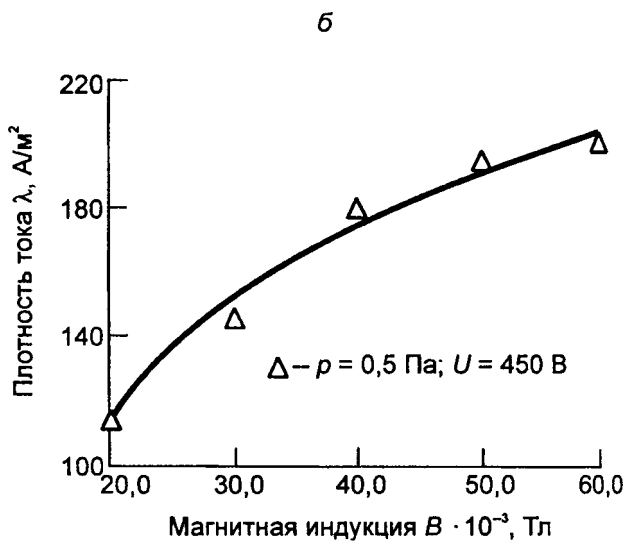
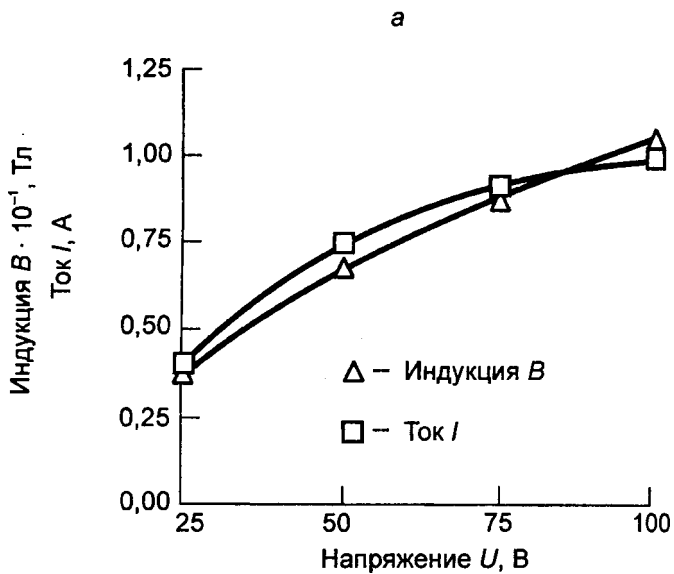


Рис. 1. Характеристики магнитной системы (а) и магнетронного разряда (б)

Магнетронный распылитель является агрегатом вакуумной системы, нагруженный с высоким коэффициентом усвоения теплоты. Распыляемый катод нагревается до 600–700 °С. Тепловая энергия локализуется в центральных частях зоны распыления катода, перегрев катода несет опасность появления в потоке капельной фазы. Источником теплоты является и соленоид, но небольшая потребляемая мощность (70–100 Вт) незначительно увеличивает тепловую нагрузку на магнетрон. Отсутствие или недостаточное термостатирование магнитной системы, соленоида и магнитопровода способно изменить тепловое равновесие катода в сторону гиперболического увеличения температуры ввиду снижения магнитной индукции [10].

**Формирование карбидокремниевых покрытий.** Перемешивание порошка в барабане осуществляли при частоте вращения лопаток 30 об/мин. Покрытия отличались толщиной, химическим и фазовым составом. Для очистки поверхности частиц алмаза от гидратной влаги и адсорбированных газов проводили предварительную обработку ее плазмой тлеющего разряда. На очищенную поверхность алмаза наносили нанопокрывание из смеси атомов кремния и углерода толщиной до 20 нм. Высокая теплопроводность алмаза (800 Вт/(м·К)) обеспечивала образование в покрытии аморфной структуры из смеси атомов кремния и углерода (рис. 2).

При последующей обработке покрытия плазмой тлеющего разряда образовался  $\alpha$ -SiC. В покрытии (>100 нм) на частицах АСМ 14/10 образование SiC протекало при спекании в dilatометре (рис. 3).

Спекание в dilatометре при нагреве до 1000 °С показало, что реакция ( $\text{Si} + \text{C} = \text{SiC}$ ) в вакууме протекает при температуре 650–850 °С. При одновременном распылении ( $\text{Si} + \text{C}$ ) и атомов Al (2–4%) образование SiC активируется и протекает в интервале температур 560–780 °С.

**Строение и свойства нанопокровтий порошков алмаза.** Структуры и картины микродифракций нанопокровтий, полученных магнетронным распылением, на кристаллах алмаза марки АСМ 14/10 в исходном состоянии и после нагрева приведены на рис. 4.

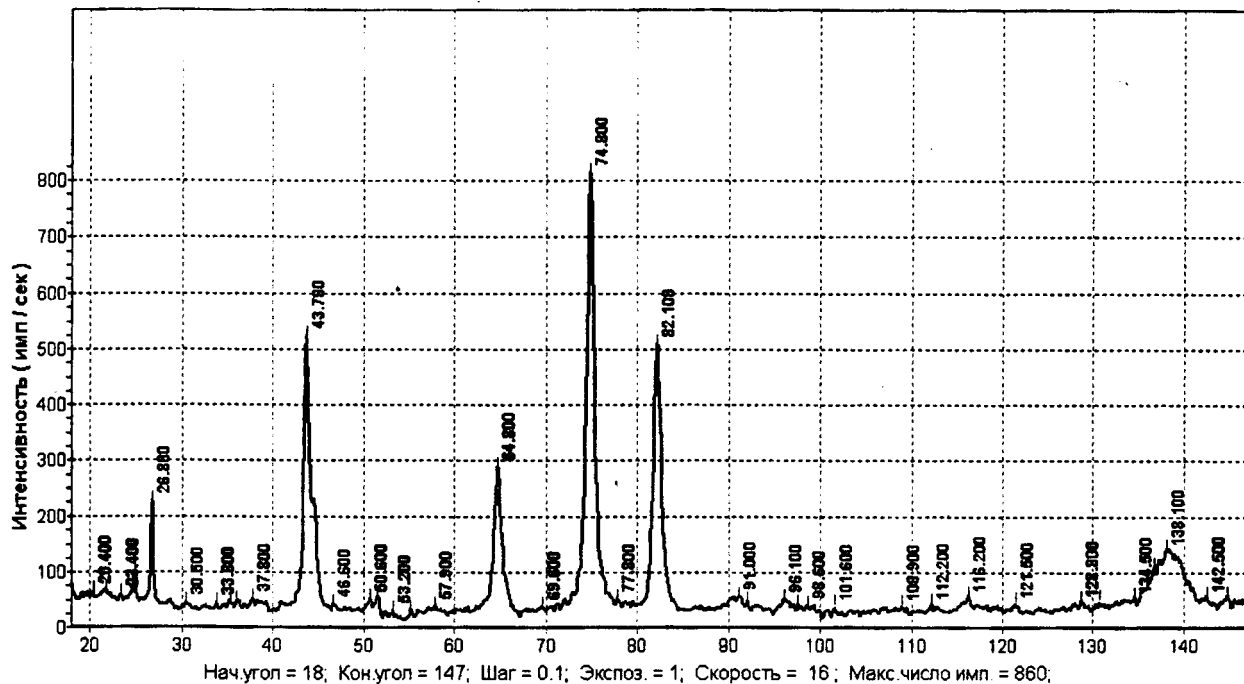


Рис. 2. Рентгенограмма образца из ACM 14/10 с покрытием Si + C



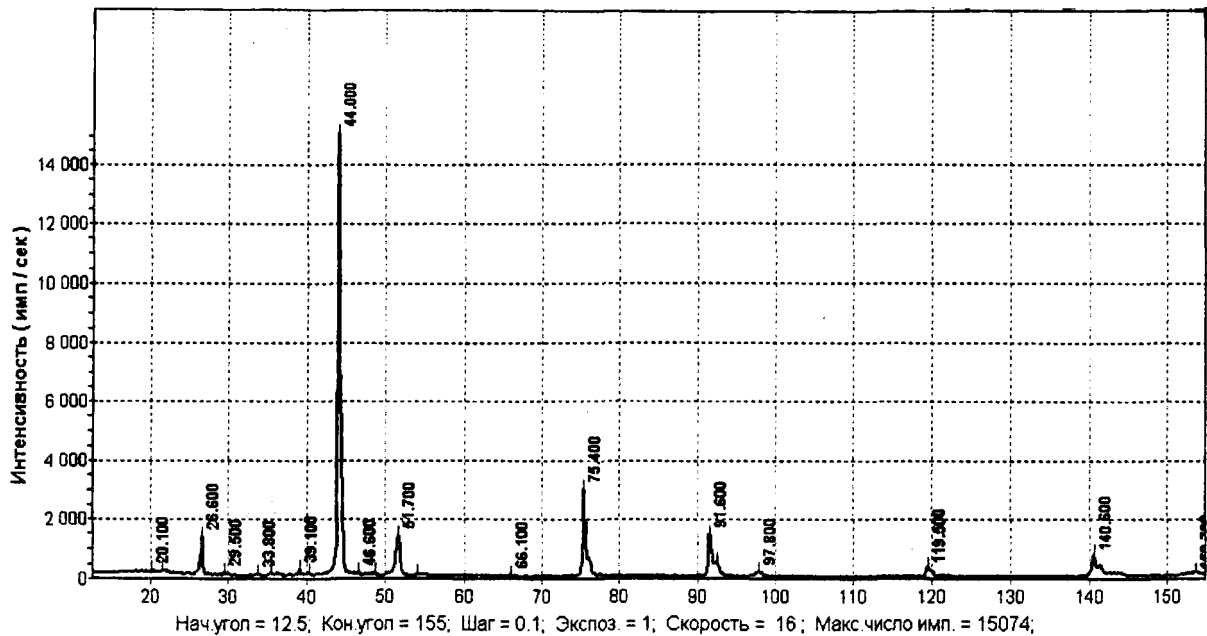


Рис. 3. Рентгенограмма образца из порошка ACM 14/10 с покрытием SiC

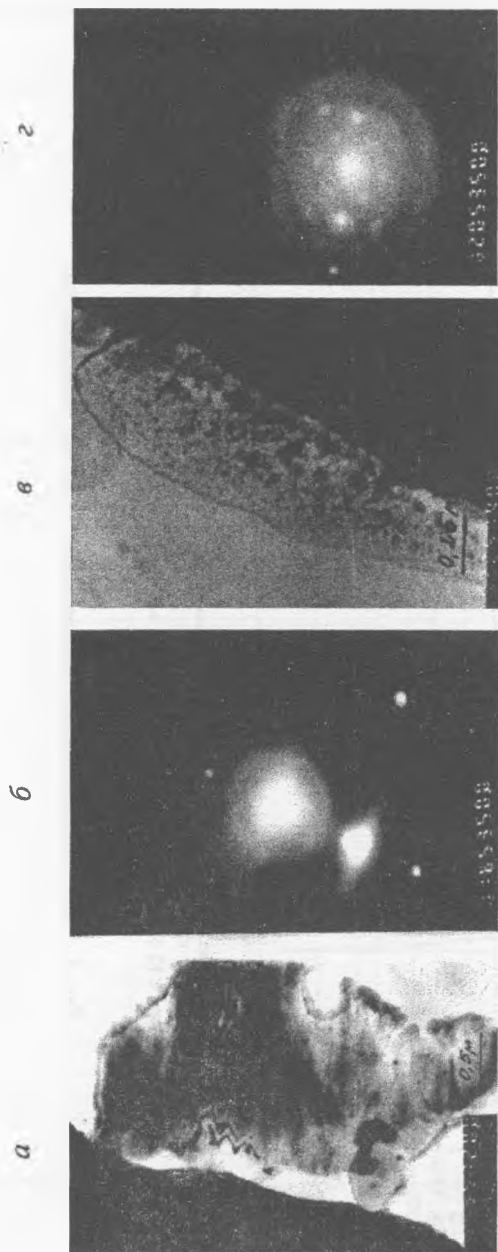


Рис. 4. Тонкая структура (а, б) и микроэлектроннограмма (в, г) порошков алмаза АСМ 14/10 с нанопокрытием

Присутствие на поверхности частиц алмаза нанослоя SiC аморфного строения (рис. 4, а), что подтверждает размытость картины микродифракций (рис. 4, б), позволяет улучшить свойства макрообъектов (порошковых частиц) за счет высоких свойств материала нанопокрывтия. В контакте с кристаллом алмаза формируются покрытия  $\alpha$ -SiC за счет химического взаимодействия активных атомов кремния и углерода, которому отводится роль защиты алмаза от графитации, так как сформированная оболочка сдерживает перестроения решетки кубической алмаза в гексагональную графита. Смеси кластеров кремния и углерода в покрытии толщиной 160–300 нм с внедренными атомами алюминия формируют структуру (рис. 4, в), в которой присутствует слой  $\alpha$ -SiC. Микроэлектроннограмма слоистого нанопокрывтия приведена на рис. 4, з.

Тонкая структура частиц порошка алмаза АСМ 14/10 и картина микродифракций зоны соединения их с покрытием SiC после нагрева в дилатометре и разрушения частиц с покрытием на прессе представлены на рис. 5.

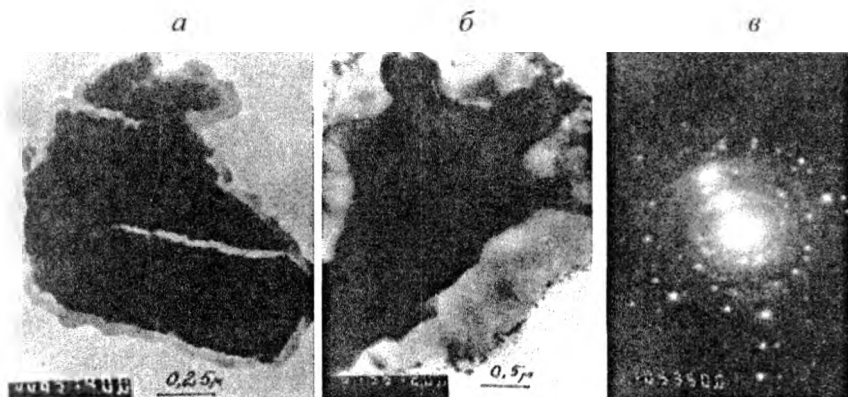


Рис. 5. Структура порошка АСМ 14/10 со слоистым покрытием кремнием и углеродом (а),  $\times 30000$ ; тонкая структура слоистого покрытия (б),  $\times 100000$ ; картина микродифракции (в)

Сложная конфигурация частиц способствует неравномерному распределению напряжений и деформаций в покрытии, появлению трещин при испытании на раздавливание частиц с покрытием на

прессе. Тонкая структура зоны соединения «алмаз – покрытие» приведена на рис. 5, б. Картина микродифракций подтверждает отсутствие химического взаимодействия между компонентами покрытия (рис. 5, в). Покрытие алюминием позволяет за счет образования оксида алюминия на поверхности обеспечить хранение и транспортировку порошков алмаза с покрытием. Наружный слой слоистого покрытия из пиролитического углерода наносили пиролизом. Этот слой выполняет функцию взаимодействия углерода с жидким кремнием с растворением и образованием карбидокремниевой матрицы.

Оценка термостабильности алмаза с покрытием проводилась с помощью TG-DTA измерений потерь массы порошка при нагреве до 1000 °С в течение 1–3 ч на воздухе. В процессе окисления при нагреве протекают реакции, активность которых была рассчитана для температуры 800 °С:

Анализ термодинамических показателей процессов протекания реакций при окислении алмаза с покрытием ( $\text{Si} + \text{C}/\text{C}$ -алмаз) показал, что наиболее активно протекают реакции окисления кремния. Для повышения сопротивления окислению покрытия из кремния и углерода наносили дополнительно слой алюминия толщиной 10–20 нм, который на воздухе окисляется до  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . При температуре 800 °С возможность образования карбида кремния на воздухе невелика. Формирование  $\text{SiC}$  в покрытии в вакууме при температуре 650–850 °С повышает сопротивление окислению на воздухе при нагреве до 1000 °С. Нагрев порошков со слоистым покрытием в окислительной среде показал, что окисление покрытия из смеси атомов кремния и углерода начинается при температуре 800 °С. Для порошков  $(\text{Si} + \text{C})\text{Al}/\text{C}$  (алмаз) окисление происходит при температуре 800 °С и длительной выдержке 3 ч. При 1000 °С и выдержке 3 ч алмазный порошок с комбинированным покрытием превращается в графит и выгорает. Оценка стойкости алмаза с покрытием  $\text{SiC}$  к процессу графитации показала, что превращение алмаза в графит при нагреве до 1000 °С не наблюдается.

Выполненные исследования показали, что химическое взаимодействие кремния  $\text{Si}$  и углерода  $\text{C}$  при нагреве в вакууме приводит к образованию  $\alpha$ - $\text{SiC}$ . Карбид кремния в виде тонкой оболочки располагается на поверхности кристалла алмаза. Микродифракционные картины с локальных зон спекания позволили установить, что реакция образования карбида кремния в слоистом покрытии прошла полностью.

### Строение и свойства композита «алмаз – карбид кремния».

Исследование структуры композиционного материала «алмаз – карбид кремния», полученного из порошков алмаза и дисперсного карбида кремния с покрытием по технологии реакционного спекания в засыпке, показало, что при температуре 1500 °С формируется композиция «алмаз – карбид кремния», в которой частицы алмаза сохранили свои размеры. Они окружены оболочкой SiC, препятствующей процессу графитизации алмаза.

Значительное различие в коэффициентах термического расширения между алмазом ( $\alpha = 3,1 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ ) и карбидом кремния SiC ( $\alpha = 4,6 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ ) не приводит к разрушению оболочки SiC, так как в процессе нагрева происходит релаксация термических напряжений в процессе изменения объема оболочки за счет химической реакции. В процессе охлаждения в карбидокремниевой оболочке возникают сжимающие напряжения, которые препятствуют графитации алмаза при последующем нагреве.

Фрактограммы поверхности разрушения образца композита алмаз АСМ 14/10 – карбид кремния со слоистым покрытием, выполненные в виде реплик, представлены на рис. 6.

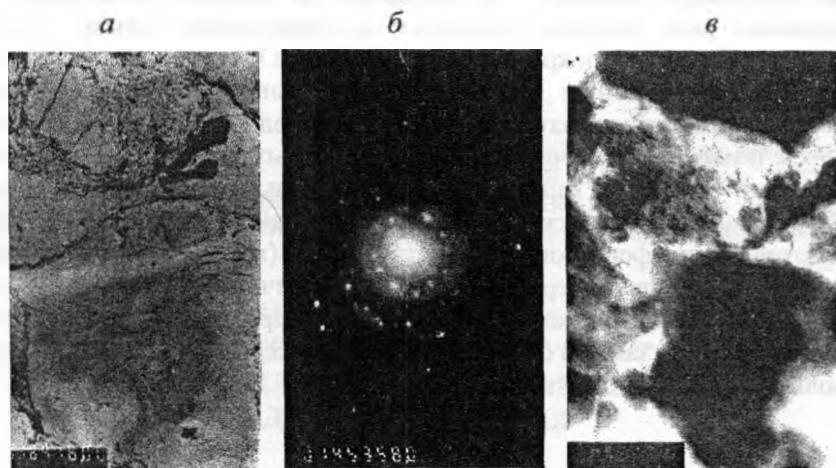


Рис. 6. Фрактограмма поверхности разрушения (а, в) композита «алмаз – карбид кремния» со слоистым покрытием и картина микродифракций (б)

Сформированная структура, содержащая частицы алмаза и дисперсного карбида кремния, наноструктурную прослойку и

карбидокремниевую матрицу, обеспечивает повышение свойств по сравнению с материалом «Скелетон-Д» [1]. Исследование вязкости разрушения композиции «алмаз – карбид кремния», выполненное инденторным методом, показало, что материал композита алмаз – SiC имеет значения  $K_{IC}$  в пределах 10–12 н/м<sup>3/2</sup>. Микротвердость материала композита, полученного на основе кристаллов алмаза АСМ14/10, находится в интервале 4950–6130 кгс/мм<sup>2</sup> (среднее значение – 5313 кгс/мм<sup>2</sup>). Прочность на сжатие композита на основе АСМ 14/10 составляет 750 МПа. По характеристикам вязкости разрушения и прочности материал на сжатие, полученный реакционным спеканием в засыпках, превосходит композицию «алмаз – карбид кремния», полученную пропиткой. По характеристикам износостойкости полученный материал превышает твердый сплав, что позволяет рекомендовать его для изготовления волок для волочения проволоки.

Использование модернизированного оборудования и разработанной технологической оснастки позволило расплывать комбинированные катоды, получать слоистые нанопокрывтия на кристаллах алмаза. Установлены режимы процессов формирования наноструктурного карбида кремния и слоистого покрытия (SiC, Si + C) на кристаллах алмаза, что позволило в процессе реакционного спекания при пропитке пористого полуфабриката (алмаз – SiC) формировать карбидокремниевую матрицу. Образование структуры, содержащей частицы алмаза и дисперсного  $\alpha$ -SiC, а также карбидокремниевую матрицу  $\beta$ -SiC с переходным наноструктурным слоем позволило получить на основе алмазных порошков покрытием композит «алмаз – карбид кремния» с повышенными свойствами. Разработанная комплексная технология найдет применение при изготовлении формирующего инструмента (волока для волочения проволоки) из сверхтвердого материала различных формы и размеров с высокой износостойкостью и вязкостью разрушения, что обеспечит перспективу замены полученным материалом дефицитного вольфрамсодержащего твердого сплава.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гордеев, С. К. Композиты алмаз – карбид кремния – новые сверхтвердые конструкционные материалы для машиностроения / С. К. Гордеев // Вопросы материаловедения. – 2001. – № 3. – С. 31–40.
2. Особенности получения композиционных материалов алмаз – карбид кремния – кремний при низких давлениях / С. К. Гордеев [и др.] // Неорганические материалы. – 2001. – Т. 37, № 6. – С. 691–696.

3. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния / В. Н. Ковалевский [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. – 2005. – №5 – С. 8–14.
4. Данилин, Б. С. // Итоги науки и техники. Серия Электроника. – М.: ВИНТИ, 1984. – Т. 16.
5. Данилин, Б. С. Магнетронные распылительные системы / Б. С. Данилин, В. К. Сырчин. – М.: Радио и связь, 1982. – 72 с.
6. Моделирование и расчет параметров электрического разряда в планарном магнетроне / С. Г. Клопов [и др.] // Известия РАН. Серия Физическая. – 2006. Т. 70, № 8. – С. 1204–1209.
7. Данилин, Б. С. Магнетронные распылительные системы / Б. С. Данилин, В. Е. Минаев, В. К. Сырчин // Электронная промышленность. – 1976. – Вып.5 (53). – С. 42–102.
8. А. с. 1632089 СССР, МКИ С23С14/38. Устройство для получения металлических покрытий в вакууме / Б. Л. Фигурин, В. И. Рулинский, И. М. Григорович – № 4704940; Заявл. 14.06.09; Оpubл. 28.02.90, Бюл. № 8 // Открытия. Изобретения. – 1990. – № 8. – С. 198.
9. Гусев, Г. А. Тлеющий разряд в технологии ЭВП / Г. А. Гусев. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1980. – 38 с.
10. Ковалевский, В. Н. Исследование эмиссионных процессов в плазме тлеющего разряда и их адаптация к магнетронным распылительным системам / В. Н. Ковалевский, К. Б. Фигурин, Б. Л. Фигурин // Металлургия: республик. межведомств. сб. науч. трудов. – Мн.: Вышэйш. шк., 2002. – Вып. 26. – С. 87–91.

УДК 621.785.52

**Н. Г. КУХАРЕВА**, канд. техн. наук,  
**Н. А. ГАЛЫНСКАЯ**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**Т. БАБУЛЬ**, канд. техн. наук, **А. НАКОНЕЧНЫ**, д-р техн. наук,  
**Г. СЕНАТОРСКИ**, д-р техн. наук (Институт механики прецизионной,  
 Варшава, Польша)

## **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА КАРБИДИЗАЦИИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ХОЛОДНОГО И ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Эксплуатационные свойства, в частности сопротивление износу, инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования можно повысить модифицированием их поверхности. Одним из эффективных методов изменения микроструктуры и химического состава инструмента, работающего в условиях переменных нагрузок, является применение химико-термической обработки. Для

некоторых марок инструментальных сталей повысить эксплуатационные свойства возможно посредством соответствующего выбора параметров процесса карбидизации [1, 2]. В данной работе представлены результаты исследований влияния технологических особенностей процесса карбидизации на износостойкость выбранных легированных сталей, используемых для изготовления штампового инструмента, а также результаты металлографических исследований.

Для экспериментальных исследований были выбраны две марки инструментальных сталей для холодного деформирования – X12 и X12ФС и две марки стали для горячего деформирования – 4X5В2ФС и 4X5МФС. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых инструментальных сталей

	Марка стали	Химический состав, %							
		C	Cr	Si	Mn	V	Mo	W	Ti
Стали для холодного деформирования	X12МФ	1,45–1,65	11,00–12,50	0,10–0,40	0,15–0,40	0,15–0,30	0,40–0,60	max. 0,2	0,03
	X12	2,00–2,20	11,50–13,00	0,10–0,40	0,15–0,45	max 0,15	max. 0,2	0,20	0,03
Стали для горячего деформирования	4X5В2ФС	0,35–0,45	4,50–5,50	0,80–1,2	0,15–0,40	0,60–0,90	max. 0,3	1,60–2,20	0,03
	4X5МФС	0,32–0,40	4,5–5,50	0,80–1,2	0,20–0,50	0,30–0,50	1,2–1,50	–	–

Процесс диффузионной карбидизации проводили в порошковой среде на основе угля и соды ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ). Длительность процесса насыщения составляла 6 ч. Варианты процессов карбидизации (Carbo 1 и Carbo 2) представлены в табл. 2.



Таблица 2. Параметры процесса карбидизации

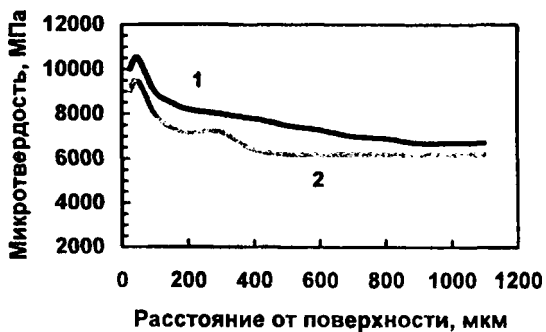
Варианты химико-термической обработки	Схема обработки	Температура процесса, °С
Carbo 1	Карбидизация	950
	Закалка	850
	Отпуск	200
Carbo 2	Карбидизация	1000
	Закалка	850
	Отпуск	200

Измерения показателей износа проводили с использованием трехвалкового метода. Исследования выполнены с применением двух уровней удельной нагрузки – 50 и 400 МПа. Скорость вращения составляла  $v = 0,56$  м/с, время  $t = 100$  мин, путь трения – 3470 м. Для смазки использовалось масло марки SAE30, подаваемое со скоростью 30 кап./мин.

Металлографические исследования структур, полученных в результате применения термохимической обработки, были выполнены с помощью оптического микроскопа Neophot-21. Полированные образцы протравливали в 3%-м растворе азотной кислоты ( $HNO_3$ ). Замеры микротвердости выполняли на микротвердомере ПИМТ-3 с прилагаемой нагрузкой 0,5 Н. Исследование фазового состава диффузионных покрытий выполняли с помощью рентгеновского диффрактометра DRON-3 с применением рентгеноструктурного анализа. Условия съемки: скорость вращения счетчика – 1 град./мин, медное излучение  $CuK_{\alpha}$ . Микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью установки Camebax фирмы Самеса.

Результаты замеров микротвердости на инструментальных сталях для горячего и холодного деформирования, подвергнутых карбидизации по варианту Carbo 1, представлены на рис. 1.

*a*



*б*

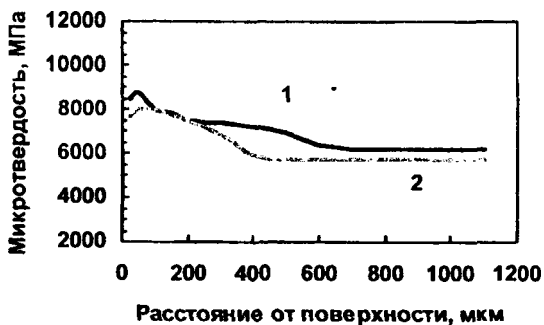


Рис. 1. Микротвердость карбидизированных сталей:  
*a* – для холодного деформирования: 1 – X12МФ; 2 – X12; *б* – для горячего деформирования: 1 – 4X5B2ФС; 2 – 4X5МФС

Значения микротвердости сердцевины всех материалов соответствовали  $H_{0,5} 6000 \pm 10\%$  МПа. Более высокие значения твердости показали марки сталей для холодного деформирования. Наиболее высокая микротвердость была получена на стали X12МФ ( $H_{0,5} 10200$  МПа), самая низкая – на стали 4X5МФС.

Металлографические исследования показали различия микроструктур сердцевины материалов после термической обработки. Микроструктура сердцевины сталей для холодного деформирования марок Х12МФ и Х12 представляла собой мартенсит с равномерно распределенными крупными карбидами. В случае же сталей 4Х5В2ФС и 4Х5МФС микроструктура сердцевины представляла собой композиционную смесь мелкоигльчатого мартенсита с включениями мелких карбидов и единичных крупных.

Результаты рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов показали присутствие в диффузионном слое карбидов, легированных карбидообразующими элементами, входящих в состав комплексных структур, таких как  $(Fe, Cr, Mo, W)_3C$ ,  $(Fe, Cr)_3C$ , а также других карбидных фаз, идентификация которых с помощью рентгеноструктурного анализа не представляется возможной.

Результаты исследований процесса износа сталей для холодного деформирования представлены на рис. 2 и 3.

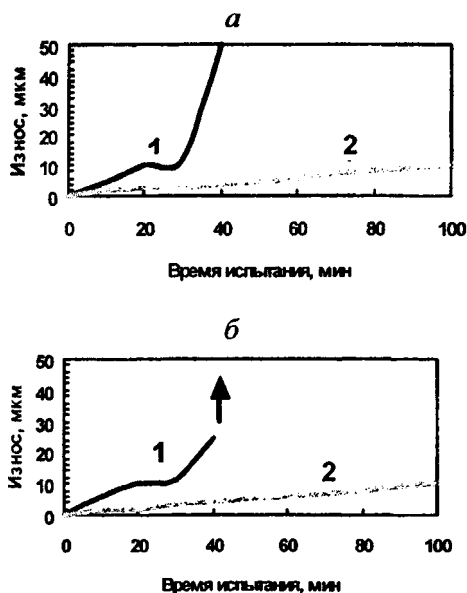


Рис. 2. Кривые Лоренса для стали Х12МФ: а – Carbo 1; б – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа



Рис. 3. Кривые Лоренса для стали X12: а – Carbo 1; б – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа

При испытаниях на износ, выполненных по стандартной методике с применением прилагаемой удельной нагрузки 50 МПа, в течение всего времени образцы подвергались равномерному изнашиванию. Увеличение удельной нагрузки до 400 МПа привело к быстрому росту скорости изнашивания, приводящему к выходу образца из строя.

Установлено, что при использовании удельной нагрузки 50 МПа наилучшие результаты (минимальная величина износа) были получены на стали X12МФ. При применении варианта обработки Carbo 1 глубина износа для этой стали после 100 мин испытаний составила 9, 41 мкм, в то время как при использовании варианта обработки Carbo 2 она составляла 10,09 мкм. Разницу в величине глубины износа (~7 %) можно рассматривать как ошибку экспери-

мента. Более высокое значение глубины износа получено на стали X12, оно составило 13,82 и 13,20 мкм соответственно для вариантов обработки Carbo 1 и Carbo 2.

Аналогично вышесказанному различия в значениях глубины износа, составляющие 5 %, не могут считаться существенными. Однако существуют различия в сопротивлениях износу между двумя сталями, подвергшимися испытаниям. Из проведенных экспериментов ясно, что использование технологии карбидизации независимо от параметров применяемого процесса повышает сопротивление износу стали X12МФ в большей степени, чем стали X12. Разница в значениях их глубин износа достигает 40 %.

Результаты испытаний на износ карбидизированных сталей для горячего деформирования приведены на рис. 4, 5.

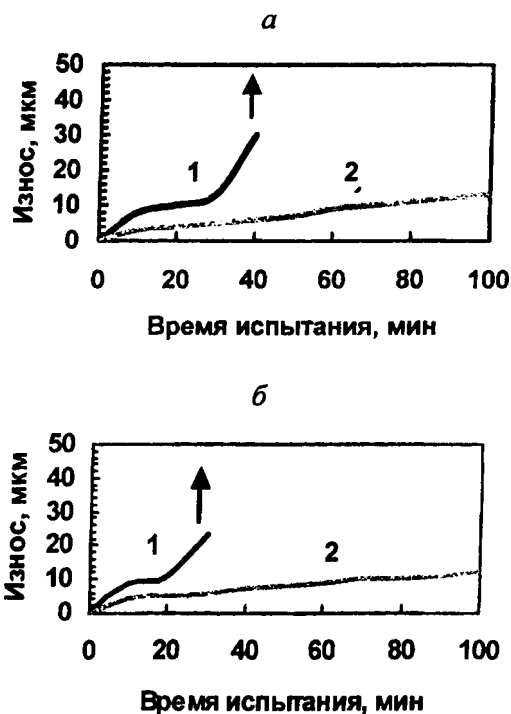


Рис. 4. Кривые Лоренса для стали 4X5B2ФС: а – Carbo 1; б – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа, 2 – уд. нагр. – 50 МПа



Рис. 5. Кривые Лоренса для стали 4Х5МФС: *a* – Carbo 1; *б* – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа

Подобно сталям для холодного деформирования, стали для горячего деформирования, обработанные по применяемым технологическим вариантам, при испытаниях, выполненных при удельной нагрузке 50 МПа, показали равномерную скорость износа в течение всего времени испытаний. Для испытаний, проведенных при удельной нагрузке 400 МПа, была отмечена высокая скорость износа, при которой выход из строя образца происходил через 30–40 мин.

Результаты показали, что при удельной нагрузке 50 МПа марка стали не оказывает существенного влияния на величину износа.

В случае использования варианта обработки Carbo 1 глубина износа для стали 4X5B2ФС составляла 12,54 мкм, в то время как для стали 4X5МФС – 12,77 мкм. Аналогично в случае варианта обработки Carbo 2 глубина износа после 100 мин испытаний составляла 13,29 и 13,02 мкм соответственно для двух данных марок сталей. Установлено, что глубина износа для сталей 4X5B2ФС и 4X5МФС, обработанных по варианту Carbo 2, в среднем на 4 % выше, чем при обработке по варианту Carbo 1. На рис. 6 представлены результаты испытаний на износ четырех сталей, обработанных по вариантам Carbo 1 и Carbo 2, выполненных с приложением удельной нагрузки 50 МПа.

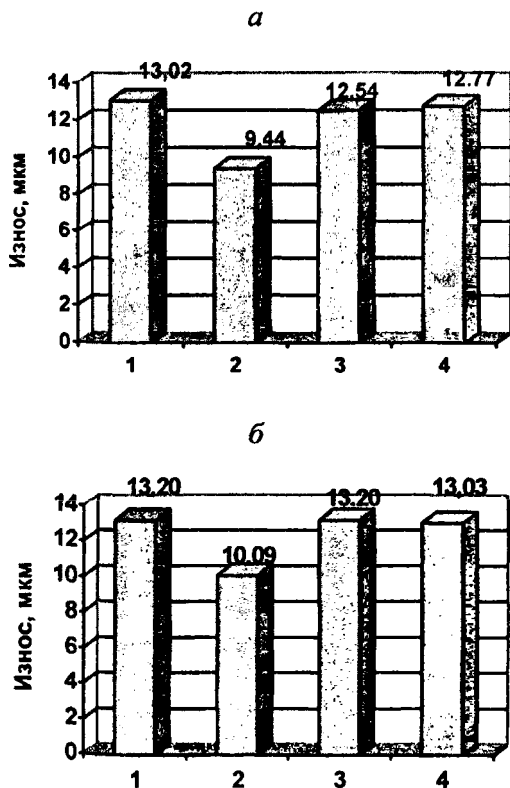


Рис. 6. Сравнительная диаграмма глубин износа карбидизированных сталей: *a* – Carbo 1; *б* – Carbo 2; 1 – X12; 2 – X12МФ; 3 – 4X5B2ФС; 4 – 4X5МФС

Из полученных результатов видно, что более низкие значения глубины износа были получены в случае применения варианта обработки Carbo 1. Все исследуемые инструментальные стали, за исключением стали марки X12, показали более высокое сопротивление износу при использовании этого варианта. Даже несмотря на это, значения сопротивления износу указанных трех марок сталей, обработанных по варианту Carbo 1, не намного ниже, чем при обработке по варианту Carbo 2. Сравнение всех результатов показало, что наилучшие результаты были получены для марки стали X12МФ с применением двух вариантов обработки, т. е. Carbo 1 и Carbo 2. Полная глубина износа для этой стали составила 33 % (в сравнении с 47 % для других марок сталей).

Наихудшие результаты, т. е. максимальное значение глубины износа, были получены на стали для холодного деформирования X12, не зависимо от применяемого варианта карбидизации. В случае использования сталей для горячего деформирования установлено, что химический состав стали не оказывает такого существенного влияния на сопротивление износу, как параметры применяемого процесса обработки.

Метод обработки Carbo был применен для упрочнения инструмента, предназначенного для глубокой вытяжки изделия «стакан»,

представленного на рис. 7. Производственные испытания показали двукратное увеличение срока эксплуатации инструмента, обработанного по данной технологии, по сравнению с традиционно используемой.

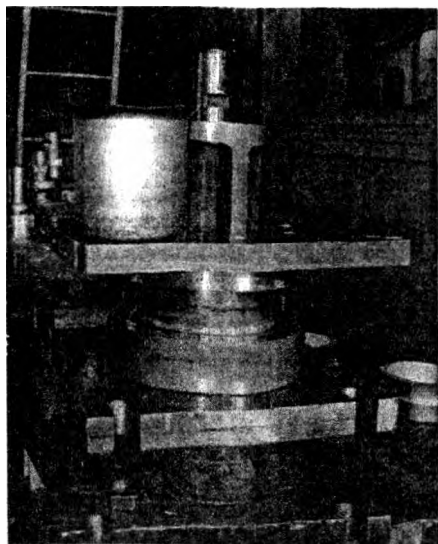


Рис. 7. Инструмент для глубокой вытяжки изделия «стакан»



## **Выводы**

1. Процесс карбидизации повышает сопротивление износу инструментальных сталей для горячего и холодного деформирования.
2. Правильный выбор параметров процесса карбидизации сталей позволяет уменьшить их износ на 10–20 %.
3. Правильный выбор марки стали в сочетании с методом обработки оказывает существенное влияние на повышение износостойкости. В среднем повышение износостойкости может достигать 40 %.

## **ЛИТЕРАТУРА**

1. Structure and properties of nitrokarburized diffusion layers on High-Speed steels / T. Babul [et al.] // *Jornal of Materials Engineering and Perfomance*. – 2003. – Vol. 12, No. 6. – P. 696–700.
2. Кухарева, Н. Г. Механические свойства инструментальных сталей с диффузионными карбидными и карбонитридными покрытиями / Н. Г. Кухарева, С. Н. Петрович, Н. А. Галынская // *Вестник БНТУ*. – 2007. – № 5. – С. 15–20.

УДК 546.77.281

**В. А. ВЕЙНИК, Э. Д. ЩЕРБАКОВ, канд. техн. наук (БНТУ)**

## **ПОВЫШЕНИЕ ЖАРОСТОЙКОСТИ И ТЕРМОСТОЙКОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

В настоящее время в машиностроении используется много деталей, работающих при высоких температурах в условиях газовой коррозии и при термоциклических нагрузках: лопатки газовых турбин, газовые горелки, детали печных конвейеров, крепеж, поддоны, теплообменники и т. д. Эти детали требуют использования дорогих высоколегированных сталей для обеспечения комплекса необходимых эксплуатационных характеристик. Создание на поверхности детали диффузионных защитных покрытий позволяет заменить дорогостоящие легированные стали на более дешевые, а также увеличить срок службы детали.

Целью работы являлось повышение жаростойкости, термостойкости, термостабильности, увеличение толщины покрытий и повышение их пластичности.

Для конструкционного сплава, предназначенного для работы в условиях высокотемпературной газовой коррозии, необходимо соблюдение как специфических требований к структуре, так и увеличение стабильности поверхности, т. е. одновременно решаются три вопроса: условия применения, выбор сплава, выбор защиты. Покрытие для каждого сплава должно быть не только защитным, но дешевым и надежным. При этом защитные свойства, достигнутые на экспериментальных образцах, должны быть реализованы на каждой детали. Надежность покрытия заключается в хорошем сопротивлении износу, т. е. оно не должно разрушаться при небольших повреждениях. Для того чтобы быть действительно защитным для данного основного материала, покрытие должно удовлетворять следующим основным требованиям:

1) образовывать тонкую, плотно прилегающую оксидную пленку, свободную от таких дефектов, как трещины, пузыри и т. д., иметь минимальный коэффициент переноса массы в пленке (оксиды не должны отслаиваться, испаряться, подвергаться фазовым превращениям или разрушаться в результате реакции с отложениями солей);

2) оставаться металлически связанным с основой; в процессе изготовления и работы должны отсутствовать несплошности и поры как в слое покрытия, так и на поверхности основного материала;

3) быть диффузионно-инертным по отношению к сплаву-основе, чтобы в процессе эксплуатации детали не изменялся заданный состав системы «покрытие – сплав»;

4) не оказывать неблагоприятного влияния на механические свойства основного сплава;

5) иметь сходные характеристики по теплопередаче и термическому расширению с основным металлом;

6) быть жаростойким, обладать хорошей термической выносливостью, сопротивлением эрозии и другими воздействиями;

7) быть пластичным при всех температурах или иметь границу перехода «хрупкость – пластичность» при температурах более низких, чем рабочие;

8) не способствовать образованию жидкой фазы на поверхности основного сплава в процессе выдержки при высоких температурах;

9) быть тонким, однородным, легко наносимым или заменяемым при необходимости.

Следует отметить, что ни одна из внедренных систем «покрытие – основа» полностью не удовлетворяет указанным требованиям.

Для повышения жаростойкости чаще всего используются следующие процессы однокомпонентного диффузионного насыщения: алитирование, хромирование, силицирование.

Типичным примером широко применяемого термодиффузионного покрытия является класс алюминидных покрытий [1]. Этот метод повышения сопротивления жаропрочных сталей и сплавов окислению включает осаждение алюминия из внешних источников и диффузию его в основной металл с образованием в поверхностном слое интерметаллических соединений алюминия типа FeAl. Алюминидная фаза в противоположность алюминию имеет высокую температуру плавления. Более того, она очень медленно окисляется, образуя защитный оксид  $Al_2O_3$ . В процессе выдержки в случае частичного отслаивания оксида соединения алюминия на вновь образовавшейся поверхности повторно окисляется до  $Al_2O_3$ . Это качество «самозалечивания» алюминидного покрытия замедляет действие окисления на металл основы. У сплавов без покрытия отслаивание окалины вызывает обеднение алюминием. При отсутствии процессов самозалечивания это приводит к быстрому местному окислению.

Несмотря на большое количество исследований, сведения о которых приведены в литературе [1, 2], данные о механизме формирования алитированных слоев на сталях, их структуре и жаростойкости после насыщения при различных условиях противоречивы и нуждаются в уточнении. Применение алитированных слоев ограничивается образованием на поверхности изделий хрупкой зоны алюминидов, которая скалывается при взаимодействии механических нагрузок и термических ударов. Ниже приведены результаты исследования возможности получения на сталях алитированных слоев, обладающих наряду с высокой жаростойкостью стойкостью против воздействия термических ударов.

Образцы технического железа и стали 45, 20X13, 08X18H10T и 12X23H18 алитировали в порошковых смесях из алюминия АПС-1 и оксида алюминия марки х. ч. в контейнерах с плавким затвором [3]. В качестве активаторов использовали фтористый алюминий и хлористый аммоний.

Увеличение содержания алюминия в смеси приводило к значительному росту толщины слоев (табл. 1).

Таблица 1. Толщина алитированных слоев на сталях в зависимости от содержания алюминия в смеси из АПС-1,  $Al_2O_3$  и 2 %  $AlF_3$  полученных при 1000 °С за 5 ч, мкм

Содержание алюминия в смеси, %	Марка стали			
	45	20Х13	08Х18Н10Т	12Х23Н18
0	210	220	180	150
10	410	430	250	200
20	650	570	310	250
30	860	670	380	310
40	1100	740	440	350
50	1300	800	500	400

При содержании алюминия в смеси более 20 % алитированные слои имели низкое качество поверхности, трещины, сколы. Поэтому в дальнейших исследованиях более подробно изучали насыщение в смесях с содержанием алюминия до 20 %.

Диффузионные слои на железе и сталях, полученные при 900-1100 °С, состояли из двух основных зон: поверхностной зоны алюминидов и зоны столбчатых кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора с концентрацией алюминия на границе раздела с зоной алюминидов приблизительно 35 %. В зоне столбчатых кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора при охлаждении от температуры алитирования происходит упорядочение с образованием сверхструктур  $Fe_3Al$  и  $FeAl$ .

Рассмотрим влияние содержания алюминия в смеси на толщину зон алюминидов и  $\alpha$ -твердого раствора на стали 08Х18Н10Т. При послойном рентгеноструктурном анализе диффузионного слоя, полученного в смеси, содержащей 20 % алюминия, установлено наличие в поверхностной зоне алюминидов  $Fe_2Al_3$ , вероятно, легированного хромом и никелем. Под алюминидным слоем располагался слой  $\alpha$ -твердого раствора столбчатого строения с выделением алюминидов. Повышение температуры алитирования и содержания алюминия в смеси приводило к увеличению общей толщины слоя.

особенно толщины зоны алюминидов. После насыщения в смесях с 15 и 20 % алюминия при 900 °С на острых кромках образцов наблюдались мелкие трещины и сколы. С повышением температуры насыщения до 1100 °С качество поверхности образцов ухудшалось, заметно увеличивались размеры трещин, появлялись сколы. При содержании алюминия в смеси 5–10 % алитированные образцы имели поверхность хорошего качества, без сколов и трещин.

На техническом железе и стали 45 алитирование в смесях с 15 и 20 % алюминия при температуре 1100 °С приводит к формированию на поверхности образцов структурной зоны алюминидов, по внешнему виду напоминающей пластинчатый перлит. При тех же условиях насыщения на легированных сталях в поверхностной зоне алюминидов наблюдались участки со структурой, напоминающей зернистой перлит, на острых кромках – участки эвтектоида с пластинчатой структурой.

Рассмотрим результаты испытаний на жаростойкость образцов стали 08Х18Н10Т после алитирования в смесях с 5–10 % алюминия при температурах насыщения 800, 900, 1000 и 1100 °С в течение 5 ч. Испытания проводили по схеме: нагрев до 1000 °С – 2–2,5 ч, выдержка при 1000 °С – 5 ч, охлаждение до 200–300 °С вместе с печью – 15 ч, а затем на воздухе. После каждого цикла испытаний определяли относительное изменение массы ( $\text{г/м}^2$ ). Длительность испытаний составляла 20 циклов, суммарная выдержка при 1000 °С – 100 ч.

На поверхности образцов без покрытий, взятых для сравнения, уже после первого цикла испытаний на жаростойкость образовывался толстый слой окалины, появлялись трещины, изменялась форма образцов.

Слои, полученные в смеси с 5 % алюминия при 800 и 900 °С, имели практически одинаковое увеличение массы за 100 ч испытаний, полученные при 1000 °С – несколько меньшее, при 1100 °С – несколько большее. Однако скорости окисления слоев, полученных при различных температурах в смеси с 5 % алюминия, после двух-четырёх циклов испытаний становились практически одинаковыми.

В смеси с 10 % алюминия при 800, 900 и 1000 °С получены слои, уровень жаростойкости которых одного порядка с таковым слоев, полученных в смеси с 5 % алюминия. Повышение температуры алитирования до 1100 °С привело к уменьшению удельного изменения массы образцов за 100 ч испытаний до  $35 \text{ г/м}^2$ .

Аналогичные зависимости по жаростойкости получены также для технического железа и сталей 45 и 20Х13.

Циклические испытания на жаростойкость в сочетании с резкими термическими ударами проводили по следующему режиму: нагрев до 1000 °С за 5 мин, выдержка при 1000 °С – 5 ч, охлаждение в воде. Увеличение массы образцов, которое наблюдается для некоторых режимов насыщения, объясняется образованием на поверхности покрытий плотных, нескальывающихся окисных пленок, надежно защищающих сталь от окисления. Уменьшение массы образцов при таких испытаниях связано с отслаиванием образовавшейся при 1000 °С окалины и хрупкой зоны алюминидов покрытия. Наилучшими защитными свойствами при таких испытаниях обладают слои, полученные в результате насыщения в смеси с 5 % алюминия при 1100 °С, имеющие структуру  $\alpha$ -твердого раствора зоны FeAl на поверхности и концентрацию алюминия около 35 %. Алитирование в смеси с 10 % алюминия приводит к образованию на поверхности зоны алюминидов Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> (обладает повышенной хрупкостью). Эта зона скальвалась при испытаниях.

Для устранения хрупкой зоны алюминидов Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> проводили отжиг алитированных слоев, полученных при 1000 °С в смеси с 10 % алюминия, при 1100 °С в течение 5 ч, который привел к увеличению общей толщины слоя, уменьшению концентрации алюминия на поверхности, обеспечил получение плотной защитной окисной пленки, практически не скальвающейся при испытании.

Проведенные исследования позволяют рекомендовать условия алитирования, позволяющие получить слои, пригодные для работы в условиях высокотемпературной газовой коррозии и термических ударов: 1) алитирование в смеси с 5 % алюминия при 1100 °С – 5 ч; 2) алитирование в смеси с 10 % алюминия при 1000 °С – 5 ч, отжиг при 1100 °С – 5 ч.

Однако эти покрытия не всегда обеспечивают достаточную защиту от высокотемпературной газовой коррозии, а также могут быть недостаточно надежными при циклических изменениях температуры эксплуатации. Таким образом, алитированные слои на сталях имеют высокую хрупкость, недостаточно высокую жаро- и термостойкость, что отрицательно сказывается на ресурсе работы деталей.

Для обеспечения комплекса необходимых эксплуатационных характеристик в алюминидные покрытия часто вводят некоторые легирующие элементы. Чаще всего добавляют хром для повышения жаростойкости. Для защиты от высокотемпературного циклического окисления могут быть рекомендованы [2] также покрытия на основе Al–Cr, Al–Cr–Si.

Структура хромоалитированных и хромоалюмосилицированных слоев на стали 08X18H10T близка к структуре алитированных покрытий. Покрытия сохраняют свои защитные свойства через 100 ч испытаний при 1000 °С (20 циклов охлаждения в воде). Сколов с поверхности не наблюдается благодаря высокой пластичности покрытий. Во время испытаний происходит диффузия элементов покрытия в основу: растет зона твердого  $\alpha$ -раствора, пополняемая слоем алюминидов. Так, за 50 ч испытаний толщина хромоалитированного слоя увеличивается от 320 до 750 мкм. Разработанное покрытие, кроме жаростойких свойств, имеет высокое сопротивление термической усталости.

Иногда вводят частицы инертных оксидов с целью свести к минимуму проблему отслаивания. Дефекты покрытия, такие как точечное разъединение, пузыри и трещины, часто устраняют посредством комплексного легирования. Существует большое количество промышленных защитных покрытий. Несмотря на большой ассортимент покрытий, сведения о них ограничены, так как являются собственной информацией фирм.

Легирующие элементы могут только улучшать некоторые специфические свойства основных алюминидных покрытий, но полностью подавлять процессы взаимодействия покрытия и металлоосновы они не способны, так как система в процессе длительной работы, как правило, претерпевает изменения. Поэтому целесообразно оперировать понятием «диффузионный барьер» (слой, лежащий между покрытием и сплавом, который замедляет взаимную диффузию основных элементов системы). В работах [4–8] считается, что введение хрома, кремния, иттрия, тантала, молибдена в алюминидные покрытия способно замедлить диффузионные процессы. Однако это предположение требует детального изучения.

Процессы образования и работы термодиффузионных покрытий в сильной степени зависят от стабильности и массопереноса

большинства интерметаллидных фаз. Выбор легирующих элементов осуществлялся на основе литературных данных по объемному и поверхностному легированию, а также по результатам патентного поиска. Анализ патентной информации позволяет расположить легирующие элементы в ряд по частоте их использования: Al, Cr, Si, V, PЗМ(Y), W, Mo, Ca. Наиболее исследованными процессами являются хромоалитирование и хромоалюмосилицирование. В работе исследовано сначала двухкомпонентное, а затем трех- и четырехкомпонентное насыщения.

Процесс диффузионного хромовольфрамоалитирования стали 08X18H10T проводили при температурах 1100 °С в течение 5 ч в контейнерах с плавким затвором без использования вакуума или защитных атмосфер. Данные по жаростойкости и толщине комплексных диффузионных слоев приведены в табл. 2. Жаростойкость (статические испытания) оценивали по величине изменения массы образцов при температуре испытаний 1100 °С в течение 100 ч.

Таблица 2. Режимы ХТО и жаростойкости Al-Cr-W покрытий на стали 08X18H10T

Состав насыщающей смеси, мас. %						Жаростойкость при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ за 100 ч	Толщина диф. слоя, мкм	Микротвердость диф. слоя, МПа
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr	Al	W	MgO	NH <sub>4</sub> Cl			
75	12,5	11,5	—	—	1,0	Увелич. массы, г/м <sup>2</sup> 61	560	6200
57,5	18,5	4,5	18,5	—	1,0	67	350	6300
58,5	16,5	5,5	16,5	1	2,0	43	420	4600
61,0	14,5	6,5	14,5	2	1,5	45	670	4800
63,5	12,5	7,5	12,5	3	1,0	45	740	5400
65,5	10,5	8,5	10,5	4	1,0	63	700	6800



Дополнительное введение вольфрама в насыщающую смесь позволяет повысить устойчивость алюминия диффузионного слоя, что снижает на 40 % рассасывание алюминия в поверхностном слое при длительном воздействии высоких температур и также ведет к образованию на поверхности сплава тонкой, но прочной пленки типа  $Al_2O_3-Cr_2O_3-WO_3$ , увеличивая жаростойкость Al-Cr-W диффузионных слоев. В то же время присутствие вольфрама в составе смеси повышает пластичность слоя, что в первую очередь сказывается на снижении твердости и повышении пластичности покрытия и отсутствии в нем пор и трещин, что очень важно для повышения жаростойкости.

Диффузионное танталомолибденоалитирование хромоникелевой стали 08X18H10T в предлагаемой порошковой среде осуществляли в контейнере с плавким затвором при 1100 °С в течение 4 ч (табл. 3).

Таблица 3. Жаростойкость Al-Ta-Mo покрытий

Но- мер со- става	Состав насыщающей смеси, масс. %					Жаростой- кость при $t =$ $= 1000\text{ }^\circ\text{C}$ , 100 ч Увели- чение массы, $г/м^2$	Тол- щина слоя, мкм	Состоя- ние поверх- ности
	Al	Ta	$Al_2O_3$	Mo	$NH_4Cl$			
<b>Известный состав</b>								
1	30	70	-	-	-	26	50	Неудов- летвори- тельное
<b>Предлагасмый состав</b>								
2	2,5	20,5	55,5	20,5	1,0	27	310	Хоро- шее
3	5	16,5	61	16,5	1,0	18	340	Хоро- шее
4	7,5	12,5	66	12,5	1,5	16	800	Хоро- шее
5	10	8,5	71	8,5	2,0	19	680	Хоро- шее
6	12,5	4,5	77,5	4,5	1,0	29	570	Удовл., сколы

Авторами получены данные по толщине и жаростойкости диффузионных танталомолибденоалюминиевых слоев на стали 08X18H10T, а также по состоянию поверхности обрабатываемых образцов. Жаростойкость (статические испытания) оценивали по величине увеличения массы образцов при температуре испытаний 1100 °С за 100 ч при охлаждении вместе с печью. Результаты испытаний на жаростойкость Al-Ta-Mo покрытий представлены в табл. 3.

Таким образом, использование предлагаемого состава позволяет по сравнению с известным повысить жаростойкость жаропрочных сплавов в 1,4–1,6 раза, увеличить толщину диффузионных слоев и улучшить качество поверхности обрабатываемых деталей.

В работе также исследовано влияние легирующих элементов на структуру, фазовый состав, микротвердость, жаро- и термостойкость алитированных слоев на стали 08X18H10T. Наиболее целесообразно получение на поверхности фазы FeAl, легированной видимыми элементами.

В табл. 4 приведены результаты испытаний на жаро- и термостойкость многокомпонентных диффузных покрытий. При испытаниях на жаростойкость охлаждение образцов осуществлялось вместе с печью. При испытаниях на термостойкость образцы охлаждались в воде с температуры испытаний. Общая толщина диффузионного слоя включает в себя толщину зоны алюминидов и толщину зоны  $\alpha$ -твердого раствора.

Таблица 4. Сравнительная жаростойкость диффузионных покрытий на стали 08X18H10T

Насыщающие элементы	Толщина зоны алюминидов, мкм	Жаростойкость при $t = 1100$ °С за 100 ч Увеличение массы, г/м <sup>2</sup>	Термостойкость при $t = 20-1000$ °С за 75 ч (15 циклов). Изменение массы, г/м <sup>2</sup>
1	2	3	4
Al	230	65	-310
Al-Cr	240	63	24
Al-Ta*	210	19	10
Al-W	100	50	-

1	2	3	4
Al-Mn	150	>100	>-10
Al-Mo	130	35	-
Al-HfC	270	75	-
Al-Cr-Y	280	57	5
Al-Cr-Ta*	140	16	10
Al-Cr-Zn	250	>100	>-10
Al-Cr-Mg	100	24	10
Al-Cr-Ti	250	>100	>-10
Al-Cr-W	150	45	-
Al-Cr-Mn	200	>100	>-10
Al-Ta-Mn	150	>100	>-10
Al-Cr-HfSi <sub>2</sub>	240	70	-
Al-Cr-Si-Y	160	56	-
Al-Cr-Ta-Y	350	46	-
Необработанная сталь X18H10T	-	2800	>-1000

\*Значение жаростойкости за 100 ч при 1000 °С.

Максимальной жаро- и термостойкостью обладают комплексные Al-Ta, Al-Ta-Mo, Al-Cr-Y, Al-Cr-W, Al-Cr-Ta, Al-Cr-W и Al-Cr-Y-Ta покрытия.

Легирование алюминидных покрытий позволяет повысить их жаростойкость в 1,1-1,9 раза, а термостойкость – в 2-10 раз. Разработанные покрытия могут быть рекомендованы для защиты деталей технологической оснастки в печном оборудовании, оборудовании газовых горелок, лопаток, газовых турбин и других деталей.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Рябов, В. Р. Алитирование стали / В. Р. Рябов. – М.: Металлургия, 1973. – 240 с.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справ. / Г. В. Борисенко [и др.]. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
3. Защитные покрытия на металлах / Л. С. Ляхович [и др.]. – Киев, Наук. дум-д, 1986. – С. 71-74.
4. Химушкин, Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф. Ф. Химушкин. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.

5. Улянин, Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справ. / Е. А. Улянин. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.

6. Масленков, С. Б. Жаропрочные стали и сплавы / С. Б. Масленков. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.

7. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1976. – 568 с.

8. Коломыцев, П. Т. Жаростойкие диффузионные покрытия / П. Т. Коломыцев. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с.

УДК 621.791.92

**В. М. КОНСТАНТИНОВ**, канд. техн. наук,  
**А. В. СТЕФАНОВИЧ** (БНТУ)

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХТО**

Среди промышленных способов упрочняющей обработки быстроизнашивающихся деталей машин и инструментов (термическая и химико-термическая обработка, наплавка, напыление, лучевые способы упрочнения) процесс наплавки занимает ведущее место вследствие своей универсальности и возможности получения упрочненных слоев в широком диапазоне толщин (0,2–10 мм и более) с различным комплексом свойств.

Покрyтия методом наплавки можно применять для повышения стойкости деталей, работающих не только при обычной температуре, но и при повышенной, а также в агрессивной среде и при сочетании температуры и агрессивной среды.

Условия, в которых происходит износ деталей машин, очень разнообразны. В общем объеме всех видов износа примерно 80–90 % приходится на долю абразивного или абразивно-ударного износа.

В разновидностях абразивного изнашивания общим является механизм процесса, который заключается во внедрении абразивного тела в металл и его продвижении при трении вдоль поверхности, вследствие чего приходит пластическое деформирование металла

(выдавленная царапина), отделение микростружки или скол. Отделение металла, определяющего износ, может быть в результате одно-, двух- или многократного действия абразива [1].

По данным [2], детали машин и соответственно наплавочные материалы, работающие в абразивной среде, можно разделить на пять основных групп: 1 – для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания без ударных нагрузок; 2 – для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания с незначительными ударными нагрузками; 3 – для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания со значительной ударной нагрузкой; 4 – для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания с очень большой ударной нагрузкой; 5 – для деталей, работающих в условиях гидроабразивного изнашивания.

Для повышения стойкости деталей машин, работающих в условиях первой, второй и пятой групп, основным требованием к наплавочным покрытиям является высокая твердость, обеспечивающая значительную износостойкость, требования к вязкости практически не предъявляются. При действии ударных нагрузок в наплавленном слое возникают трещины, которые при многократном действии приводят к сколам наплавленного покрытия и даже его отслаиванию от основы, что резко увеличивает износ. Поэтому для деталей, работающих в условиях третьей и четвертой групп, наплавочные покрытия должны обладать наряду с высокой износостойкостью значительной вязкостью.

Анализируя применяемые в промышленности наплавочные материалы, по химическому составу их можно классифицировать на: углеродистые, легированные и высоколегированные стали; легированные чугуны; сплавы на основе никеля, кобальта. В качестве основного упрочняющего элемента используют углерод, бор и элементы, образующие интерметаллиды. Наплавочные материалы на основе никеля и кобальта являются дорогими, их чаще всего используют там, где другие материалы не обеспечивают требуемого ресурса работы деталей.

Наиболее распространенными и дешевыми наплавочными материалами являются сплавы на основе железа, легированные хромом, марганцем, ванадием, титаном, никелем, а также их сочетаниями. В качестве упрочняющих элементов используются углерод и бор. Сплавы системы «бор – железо – легирующий элемент» обла-

дают высокой износостойкостью, но невысокой вязкостью из-за значительной хрупкости боридов, а также строения боридной эвтектики, имеющей пластинчатое строение. Возникающая трещина быстро распространяется на значительную толщину, способствуя выкрашиванию наплавленного покрытия. Сплавы системы «бор – железо – легирующий элемент» используют для повышения износостойкости деталей, работающих без ударных нагрузок.

В сплавах «углерод – железо – легирующий элемент» в качестве износостойкой фазы в структуре наплавленного материала присутствуют изолированные карбиды, находящиеся в металлической основе, которые обеспечивают износостойкость покрытия, а металлическая основа – вязкость.

Основы рационального легирования наплавленных покрытий системы «углерод – железо – легирующий элемент» представлены в работе [2], которые сводятся к следующему:

1. Взаимосвязь твердости покрытия и износостойкости существует для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания без ударных нагрузок. При наличии в зоне износа динамических нагрузок износостойкость определяется структурой металла:

- видом твердой фазы (карбидом, карбоборидом, боридом);
- типом твердой фазы ( $M_3C$ ,  $M_2C$ ,  $M_{23}C$ ,  $M_7C_3$ ,  $MB_2$ ,  $MB$ ,  $M_2B$ ,  $M_2(C,B)$ ,  $M_{23}(C,B)$  и др.);
- размером и формой твердых частиц;
- видом основы (ферритная, аустенитная, перлитная, мартенситная, бейнитная и их сочетанием);
- соотношением структурных составляющих основы (мартенсита и аустенита остаточного).

2. Наибольшее повышение износостойкости обеспечивают карбиды  $M_{23}C_6$  и  $M_2C$  или карбобориды  $M_{23}(C, B)_6$ ,  $M_2(C, B)$ , которые могут быть первичными и входить в эвтектику. Для деталей, работающих в условиях сильного абразивного изнашивания и небольших ударов, можно использовать заэвтектические сплавы с наличием в структуре первичных карбидов 20–50 мкм. В случае работы деталей со значительными динамическими нагрузками целесообразно использовать доэвтектические и заэвтектические сплавы с размерами зерен твердого раствора до 50 мкм.

3. Количество твердых частиц в структуре должно составлять 20–30 % для работы в условиях абразивного изнашивания с ударными нагрузками и 30–50 % для работы в условиях абразивного изнашивания без ударных нагрузок.

4. Твердые частицы должны быть угловатой формы и изолированы друг от друга.

5. Металлическая основа наплавленного материала, обеспечивающая оптимальное сочетание износостойкости и вязкости, должна быть аустенитно-мартенситной, при этом оптимальное соотношение аустенита в структуре должно составлять 30–40 % для сплавов системы «углерод – железо – легирующий элемент» и 50–55 % – для сплавов системы «углерод – железо – легирующий элемент – бор». Для регулирования содержания количества аустенита остаточного в наплавленном покрытии в системе «углерод – железо – легирующий элемент – бор» необходимо введение никеля в пределах 4–8 %.

6. Наиболее интенсивное влияние на повышение износостойкости наплавленных покрытий оказывает бор. В зависимости от содержания бора в наплавочных материалах он может находиться либо целиком в твердом растворе (его содержание не должно превышать 0,003 %), либо растворится в карбидах, образуя карбобориды, при этом содержание бора в сплавах не должно превышать 0,25–0,4 % с соответствующим содержанием в структуре 50–55 % остаточного аустенита. При этом бор эвтектическую точку смещает влево, увеличивая в структуре количество твердой фазы. При содержании бора более 0,5 % образуются бориды легирующих элементов, количество которых в структуре увеличивается с повышением содержания бора. Дополнительное легирование бором 0,25–0,4 % повышает износостойкость без значительного снижения вязкости. При содержании бора более 0,5 % сплав резко охрупчивается.

7. Содержание углерода в сплавах системы «углерод – железо – легирующий элемент» должно быть оптимальным с целью получения карбидов  $M_{23}C_6$ ,  $M_2C$  или карбоборидов  $M_{23}(C,B)_6$ ,  $M_2(C,B)$ . Оптимальное содержание углерода в наплавочных материалах определяется количеством карбидообразующих элементов и определяется из соотношения  $(Cr + W + Mo + V + Ti)/C = 2–5$  % ат. Рассчитанное количество углерода по данному соотношению обеспе-

чивает максимальную ударостойкость. Для сплавов, работающих в условиях безударных нагрузок, содержание углерода может быть более 2 %, при этом количество карбидов в структуре может достигать до 40 %, резко повышая износостойкость.

Разработанные сплавы по приведенной выше методике [2], такие как 90X4M4Ф2БС [3], У12Х13В10Ф [4], в условиях работы ударно-абразивного износа имеют более высокую износостойкость (в 1,5–6,0 раза), чем детали, наплавленные сплавом сормайт 1.

Целью данной работы является исследование возможности получения наплавочных материалов, обладающих высоким сопротивлением абразивному изнашиванию, при эксплуатации деталей с различными ударными нагрузками путем использования отходов инструментальных сталей, подвергнутых ХТО.

Реализация полученной цели возможна при использовании отходов инструментальных сталей, содержащих значительное количество карбидообразующих элементов и подвергнутых процессам цементации, высоко- и низкотемпературной нитроцементации. Значительное содержание карбидообразующих элементов (более 10 %) должно обеспечить наличие 20–30 % твердых частиц в наплавленном слое. Процессы цементации и нитроцементации позволяют получить повышенное содержание углерода в отходах инструментальных сталей. Легирование азотом обеспечит получение в металлической основе наплавленного покрытия требуемого количества аустенита остаточного, заменяя легирование никелем. Так, по данным работы [5], количество остаточного аустенита в поверхностном слое на толщину до 0,2 мм составляет при температуре насыщения 860 °С – 10–20 %, 760 °С – 20–40 %, 700 °С – 20–90 %. Подбирая температурно-временные параметры при нитроцементации отходов инструментальных сталей (стружка имеет толщину 0,1–0,3 мм), можно получить различное количество азота и углерода в отходах инструментальных сталей, регулируя тем самым количество и тип карбонитридной фазы и соотношение мартенсита и аустенита остаточного в металлической основе. Для дополнительного введения бора в стружечные отходы можно проводить после нитроцементации процесс борирования. Процесс нитроцементации и борирования можно осуществлять в одной и той же смеси. Ниже 700 °С будет осуществляться преимущественное насыщение азотом и углеродом, причем с понижением температуры насыщения количество



азота в слое будет увеличиваться. При увеличении температуры насыщения свыше 800 °С будет происходить процесс борирования – на поверхности отходов инструментальных сталей будут образовываться бориды FeB (содержащий  $\approx 16\%$  В) и Fe<sub>2</sub>B (содержащий  $\approx 8\%$  В). Количество бора в наплавленном слое будет зависеть от температурных параметров процесса борирования.

В качестве сталей инструментального производства на промышленных предприятиях Республики Беларусь в больших количествах используются следующие стали:

5ХНМ – с суммарным количеством карбидообразующих элементов  $\approx 1\%$ ;

4Х5МФС – с суммарным количеством карбидообразующих элементов  $\approx 6,8\%$ ;

Х6ВФ – с суммарным количеством карбидообразующих элементов  $\approx 8,2\%$ ;

Р6М5 – с суммарным количеством карбидообразующих элементов  $\approx 17\%$ ;

11Р3М3Ф2Б – с суммарным количеством карбидообразующих элементов  $\approx 12\%$ .

Целесообразно использовать отходы сталей Х6ВФ и быстрорежущих, так как они содержат значительное количество карбидообразующих элементов и по их количеству близки к широкоиспользуемым наплавочным материалам. С учетом вышеприведенных данных [1] по разработке износостойких наплавочных материалов при использовании стали Х6ВФ содержание углерода в наплавочных материалах должно составлять 0,9–0,4 %; Р6М5 – 1,85–0,74 %. Поэтому при разработке наплавочных материалов из стали Х6ВФ насыщение необходимо осуществлять только преимущественно азотом, так как содержание углерода в стали Х6ВФ составляет 1,05–1,15 %, что выше верхнего предела рекомендуемого количества углерода (0,9 % углерода), а для стали Р6М5 насыщение можно осуществлять углеродом, азотом и бором.

В качестве отходов инструментальных сталей Х6ВФ и Р6М5 использовалась стружка толщиной 0,1–0,2 мм, шириной и длиной от 0,2 до 0,8 мм. ХТО проводилось в контейнере с плавким затвором: цементация – при температуре 910 °С в карбюризаторе на основе древесного угля и ацетата натрия; нитроцементация – при температурах 860, 760, 700, 600, 550 °С в карбюризаторе на основе дре-

весного угля, ацетата натрия и азотсодержащих соединений; насыщение азотом углеродом и бором проводилось по ступенчатому режиму: при 600 °С проходило насыщение азотом, далее контейнер нагревался до 900 °С, где осуществлялось насыщение бором. Время выдержки во всех случаях было одинаковым (1–4 ч), отходы после ХТО подвергались магнитной сепарации для отделения от насыщающей среды.

Исследование микроструктуры осуществлялось на оптическом микроскопе при увеличении в 1000–1500 раз. Структура стружечных отходов после различных видов ХТО представлена на рис. 1.

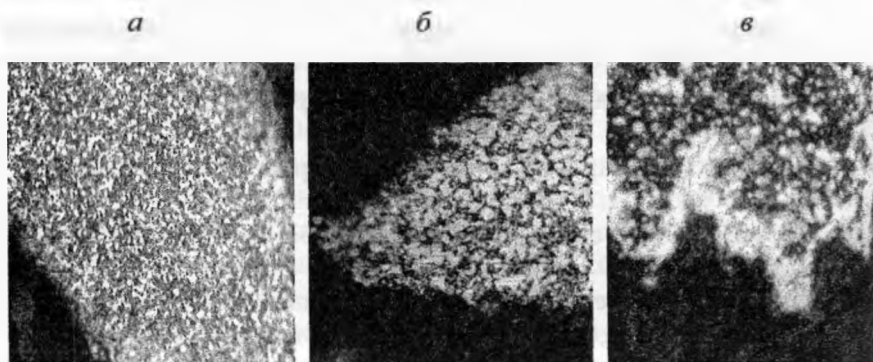


Рис. 1. Микроструктуры стружки инструментальной стали после ХТО: а – цементация 910 °С; б – нитроцементация 860 °С; в – нитроцементация 550 °С,  $\times 1000$

При процессах цементации (рис. 1, а) и высокотемпературной нитроцементации (рис. 1, б) происходит объемное легирование стружечных отходов азотом и углеродом. Структура во всех случаях состоит из карбидных включений, находящихся в матрице. При насыщении при температуре 550 °С структура представляет собой типичный карбонитрированный слой, получаемый на быстрорежущей стали. На поверхности имеется  $\epsilon$  фаза толщиной 1–5 мкм, а далее следует зона внутреннего азотирования (рис. 1, в).

Микроструктуры после наплавки представлены на рис. 2. Наплавленное покрытие после цементации представляет собой изолированные избыточные карбиды, равномерно распределенные в мартенситной матрице (рис. 2, а). Микроструктура покрытий, получен-

ных после наплавки нитроцементированных отходов быстрорежущей стали, представлена на рис. 2, б. Наплавленные слои после нитроцементации представляют собой светлую сетку с включениями карбонитридов розового цвета и дендритов, состоящих из мартенсита и аустенита остаточного и мелкодисперсных округлых карбидов. Количество аустенита остаточного составляет 5–10 %. С понижением температуры нитроцементации до 760 °С в структуре наплавленного слоя резко увеличивается количество остаточного аустенита до 50–60 % (светлое поле), в котором имеются включения карбонитридов розового цвета и иглы мартенсита (рис. 2, в).



Рис. 2. Микроструктура наплавленного слоя из стружки, подверженной ХТО: а – цементация 910 °С; б – нитроцементация 860 °С; в – нитроцементация 760 °С,  $\times 1000$

## Выводы

1. На основе анализа литературных данных по разработке наплавочных материалов систем «углерод – железо – легирующий элемент», «углерод – железо – легирующий элемент – бор» предложена концепция создания наплавочных материалов на основе отходов инструментальных сталей с использованием процессов цементации, нитроцементации, борирования.

2. Выполненные предварительные эксперименты подтвердили основные положения концепции: наплавленные покрытия, полу-

ченные из отходов инструментальных сталей, состоят из карбидных частиц (изолированных друг от друга) угловатой формы, находящихся в мартенситно-аустенитной матрице. При этом количество аустенита в основе может колебаться в широких пределах – от 5 до 60 % в зависимости от температурно-временных параметров ХТО.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Хрущев, М. Н. Износостойкость и структура твердых наплавов / М. Н. Хрущев, М. А. Бабичев, Е. С. Беркович. – М.: Машиностроение, 1971.
2. Лифшиц, Л. С. Наплавочные материалы и технология наплавки для повышения износостойкости и восстановление деталей машин / Л. С. Лифшиц // Сварочное производство. – 1991. – № 1. – С. 15–17.
3. Мельников, А. И. Исследование и разработка износостойкого сплава для наплавки деталей, подверженных ударноабразивному изнашиванию: автореф. ... канд. техн. наук / А. И. Мельников. – Свердловск, 1977.
4. Мамаев, П. И. Исследование и разработка наплавочных сплавов в условиях абразивного изнашивания и технология их наплавки: автореф. ... докт. техн. наук / П. И. Мамаев. – М.; Киев, 1982.
5. Гудремон, Э. Специальные стали / Э. Гудремон; пер. с нем. – М.: Металлургия, 1959. – Т. 2.

УДК 621.785.5

Е. С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук,  
Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ),  
Н. Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

## ВЛИЯНИЕ СПОСОБА УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 60ХФА

Использование предварительной термомеханической обработки (ПТМО) обеспечивает повышение механических свойств и эксплуатационных характеристик ряда деталей, таких как валы, оси, болты. По сравнению с серийной технологией ПТМО обеспечивается повышение износостойкости в среднем на 25 %, предела прочности  $\sigma$ , на 15–20 %. ПТМО может применяться для упрочнения галтельных переходов коленчатых валов двигателей внутреннего сгорания.

Представляется весьма перспективным применение ПТМО для повышения прочностных и эксплуатационных свойств стали 60ХФА. В настоящей работе было опробована ПТМО этой стали после поверхностного пластического деформирования (ППД) чеканкой. В качестве образцов для исследования использовали заготовки диаметром 40 мм и длиной 450–500 мм. Согласно традиционной технологии предварительная термическая обработка (закалка от  $870 \pm 10$  °С в масле и отпуск при 670 °С в течение 2 ч) проводилась для повышения прочности и износостойкости изделий из стали 60ХФА. Для получения более высоких прочностных свойств чеканку выполняли вибрирующим роликом с использованием пневматического молотка КМ-3 (диаметр – 65 мм, толщина – 5 мм, профильный радиус – 2,5 мм) с частотой 1200 ударов в минуту.

Режимы упрочнения выбирали по априорным данным [2], которые варьировали по одному параметру – энергии удара (0; 6,4; 10; 15 Н·м) для получения оптимальной величины наклепа; остальные параметры выбраны на одном уровне: частота ударов – 1200 в мин; давление воздуха – 5 атм, скорость вращения заготовки – 1 об/мин за два прохода роликом. Глубина наклепанного слоя при этом  $\sim 0,07\text{--}0,08R$ , где  $R$  – радиус образца.

Образцы 10×500 мм вырезали для сравнения данного режима термообработки (закалка ТВЧ  $870 \pm 10$  °С в масле, отпуск при 180 °С в течение 1,5 ч) с упрочнением ППД. Испытания на износ проводили при нагрузке 1000 Н на машине МИ-1М с 10%-ым проскальзыванием на базе  $10^5$  циклов и выбирали исходя из условий эксплуатации изделий. При больших нагрузках происходит схватывание трущихся поверхностей.

Для проведения эксперимента был выбран двухфакторный план  $3 \times 3$ , где 3 – три уровня способа упрочнения (1 – высокотемпературная термомеханическая обработка; 2 – поверхностная ПТМО; 3 – закалка с нагревом ТВЧ) и три уровня числа циклов. В качестве параметра оптимизации был выбран износ ( $J \cdot 10^4$ , г/мм<sup>2</sup> =  $y_1$ ). Ошибка воспроизводимости опытов составляла 1,25 ( $S_y = 1,25$ ). Матрица плана  $3 \times 3$  и результаты эксперимента приведены в табл. 1. В этой таблице  $N$  – номер строки;  $x_1$  и  $x_2$  – кодированные уровни факторов. Опыты проводили в случайном порядке.

Таблица 1. Матрица плана 3×3

№	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$x_1^2$	$x_2^2$	$y_1 = J \cdot 10^4, \text{ г/мм}^2$	$y_2 = \sigma_n, \text{ МПа}$
1	-	-	+	+	+	5,0	3557
2	-	0	0	+	0	23,3	3743
3	-	+	-	+	+	46,6	3652
4	0	-	0	0	+	13,3	3943
5	0	0	0	0	0	36,7	4100
6	0	+	0	0	+	66,7	4000
7	+	-	-	+	+	16,7	4324
8	+	0	0	+	0	46,7	4500
9	+	+	+	+	+	80,0	4430

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель

$$y_1 = J \cdot 10^4 = 37,23 + 11,42x_1 + 26,38x_2 + 5,43x_1x_2 - 2,52x_1^2 + 2,48x_2^2. \quad (1)$$

Из этого уравнения видно, что наибольшее влияние на износ стали 60ХФА оказывает число циклов нагружения ( $x_2$ ); влияние способа упрочнения ( $x_1$ ) меньше. Минимальный износ ( $y_1 = 5$ ) получен, когда оба фактора были на нижнем уровне, что вполне естественно. Износ образцов после закалки ТВЧ ( $x_1 = +1$ ) при прочих условиях больше, чем у образцов, подвергнутых ВТМО ( $x_1 = -1$ ) и ПТМО ( $x_1 = 0$ ).

Таким образом, обработка стали 60ХФА ПТМО повышает ее износостойкость по сравнению с закалкой ТВЧ, но в меньшей степени, чем ВТМО. Если в уравнение (1) подставить уровни ( $x_1 = \pm 1$  и  $x_1 = 0$ ) для способов упрочнения, то получим систему уравнений, устанавливающих связь между износом и числом циклов нагружения:

$$\text{для ВПТМО } y_1 = 23,29 + 20,95x_2 + 2,48x_2^2; \quad (1a)$$

$$\text{для ПТМО } y_2 = 37,23 + 26,38x_2 + 2,48x_2^2; \quad (16)$$

$$\text{для закалки ТВЧ } y_3 = 46,13 + 31,81x_2 + 2,48x_2^2. \quad (1в)$$

Из уравнений (1а)–(1в) видно, что при любых условиях с ростом числа циклов ( $x_2$ ) поверхностный износ образцов, подвергнутых ВПТМО, будет меньше, чем обработанных ПТМО и ТВЧ, но при всех способах упрочнения он возрастает (например, при  $x_2 = +1$ ;  $y_1 = 46,72$ ;  $y_2 = 66,09$ ;  $y_3 = 80,42$  г/мм<sup>2</sup>).

Износостойкость поверхности образцов, подвергнутых поверхностной ПТМО с различной степенью деформации, выше износостойкости поверхности образцов, упрочненных закалкой ТВЧ. Зависимость износостойкости от степени деформации имеет экстремальный характер. Повышение энергии деформирования сверх оптимальной (15 Н·м) уменьшает эффект ПТМО, однако во всем исследованном диапазоне износостойкость остается все же более высокой, по сравнению с закалкой ТВЧ. Это подтверждают результаты эксперимента (табл. 2). Значение энергии деформирования при ПТМО, равное 15 Н·м, взято из эксперимента (0; 6,4; 10 и 15) (табл. 2).

Таблица 2. Износ образцов стали 60ХФА при различных удельных энергиях деформирования  $A_{уд}$

$A_{уд}, \text{Н}\cdot\text{м}$	0	5	10	15
$J \cdot 10^4, \text{г}/\text{мм}^2$	97,7	88,0	86,7	82,7

Зависимость износа от  $A_{уд}$  может быть аппроксимирована уравнением:

$$y_2 = 14x^2 - 28,7x + 100, \quad (2)$$

где  $y_2$  – износ, г/мм<sup>2</sup>;  $x$  – энергия деформирования  $A_{уд}$ , Н·м.

Параболическая зависимость износостойкости от энергии деформирования отвечает общим закономерностям, установленным для ТМО (термомеханической обработки). При малых энергиях деформирования ( $A_{уд} < 12$  Н·м) плотность «наведенных» при холодной

деформации дефектов недостаточна для того, чтобы в конечной структуре после закалки и низкого отпуска произошли существенные изменения. При увеличении энергии деформирования свыше оптимальной создаются условия для протекания рекристаллизационных процессов. Результаты, приведенные в табл. 1 и 2, являются средними значениями результатов испытаний пяти образцов, величины среднеквадратического отклонения  $S_1$  и  $S_2$  определяли при вероятности  $P = 95\%$  ( $\alpha = 0,05$ ).

Хотя упрочнение методом поверхностной ПТМО уступает ВТМО, но повышение износостойкости все же значительно (25 %) по сравнению с износом упрочненных образцов высокочастотной закалкой. Это позволяет использовать ПТМО как упрочняющую обработку при изготовлении деталей типа валов, осей, болтов.

В другой серии опытов исследовали влияние способа деформации (холодная пластическая деформация и поверхностная термомеханическая обработка) и степени деформации ( $\epsilon$ , %) на физическое уширение линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$  с целью установления интенсивности текстурных максимумов при рассматриваемых выше видах поверхностной обработки.

Кристаллографическую текстуру стали 60ХФА, созданную холодным наклепом и ПТМО, изучали методом построения полюсных фигур  $\{110\}$ . Ширину интерференционных линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$  определяли на дифрактометре УРС-50ИМ со сцинтилляционным счетчиком в железном излучении анода.

Для проведения эксперимента был использован план  $2 \times 3$ , где 2 – два способа упрочнения (холодная деформация и ПТМО), а 3 – три уровня степени деформации (15, 30 и 45 %). Ошибку воспроизводимости опытов определяли по результатам испытаний  $\epsilon = 30\%$  ( $x_2 = 0$ ) пяти образцов. Они соответственно составили 0,19 и 0,37 для линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$ . В качестве параметров оптимизации были выбраны физическое уширение этих линий  $y = \beta \cdot 10^{-3}$ , рад, а в качестве факторов – способ упрочнения и степень деформации. Матрица плана  $2 \times 3$  и результаты измерений величины физического уширения этих линий приведены в табл. 3. В этой таблице  $y_3$  и  $y_4$  – величины физического уширения линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$ ;  $x_1$  и  $x_2$  – кодированные уровни факторов ( $x_1 = -1$  соответствует холодной



деформации;  $x_2 = +1$  – ПТМО). Кодированные уровни степени деформации определяли по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} + \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (3)$$

где  $x_i$  – кодированный уровень, а  $\tilde{x}_i$ ,  $\tilde{x}_{i\max}$  и  $\tilde{x}_{i\min}$  – натуральные значения текущего, максимального и минимального уровней степени деформации (15 и 45 %), № – номер опыта. Для упрощения записи единица ( $x_i = \pm 1$ ) в матрице (табл. 3) отсутствует.

Таблица 3. Величина физического уширения линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$

№	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$x_2^2$	$y_3 = \beta \cdot 10^{-3}, (110)_\alpha$	$y_4 = \beta \cdot 10^{-3}, (211)_\alpha$
1	–	–	+	+	1,2	3,0
2	–	0	0	0	1,8	3,3
3	–	+	–	+	2,1	3,6
4	+	–	–	+	5,7	8,4
5	+	0	0	0	6,0	12,6
6	+	+	+	+	6,0	13,2

После статистической обработки результатов эксперимента по методике [1] получены два адекватных уравнения ( $F_p = 1,66$  и  $7,9 < 13,74 = F_{кр}$  при  $\alpha = 0,01$  и степенях свободы  $f_1 = 3$  и  $f_2 = 5$ ):

$$y_3 = 3,9 + 2,1x_1 + 0,3x_2 - 0,15x_1x_2; \quad (4)$$

$$y_4 = 7,95 + 4,05x_1 + 1,35x_2 + 1,05x_1x_2 - 0,9x_2^2. \quad (5)$$

Анализ уравнений (4) и (5) показывает, что наибольшее влияние на ширину линий оказывает способ обработки (холодное деформирование и ПТМО). При ПТМО ( $x_1 = +1$ ) ширина обеих линий намного больше, чем при холодном деформировании. Влияние степени деформации ( $x_2$ ) существенно меньше. Видно, что наблюдается корреляция между изменением физического уширения рентгеновских линий  $(110)_\alpha$  и  $(211)_\alpha$  в высокопрочном состоянии и непосредственно после холодного наклепа, что свидетельствует о на-

следственном влиянии холодной пластической деформации на структуру стали 60ХФА после ПТМО. Этот вывод подтверждается высоким значением коэффициента парной корреляции между  $y_1$  и  $y_2$  ( $r_{1,2} = 0,95$ , что больше табличного  $r_{кр} = 0,9172$  при  $\alpha = 0,01$  и  $f = n - 2 = 4$ ).

В результате применения комбинированной схемы упрочнения (деформация + ПТМО или наоборот) удастся получить не только более износостойкую поверхность стали 60ХФА, но и высокие значения прочностных характеристик, что показано в следующем эксперименте.

Испытания на растяжение проводили по методике [2] с использованием гидравлической машины ИМЧ-30 с постоянной скоростью деформирования 0,36 мм/мин; величину нагрузки записывали через каждые 0,005 мм измерения диаметра (одно деление лимба), что соответствует шагу 1,7 %. При испытании 30 закаленных образцов наблюдался разброс значений напряжений течения  $\pm 120$  МПа, т. е. примерно 4 % от измеряемого напряжения. Для получения среднеквадратической ошибки  $\sim 5$  % от средней величины 30 образцов вполне достаточно; увеличение числа образцов более 30 не внесет существенных изменений в величину ошибки воспроизводимости.

Для проведения эксперимента был выбран тот же план  $3 \times 3$ , где 3 – три уровня холодной деформации (15; 38 и 60 %) и три уровня относительного сужения  $\psi$  (5; 13 и 20 %).

В качестве параметра оптимизации  $y_5$  было выбрано напряжение растяжения  $S$  (МПа), а в качестве факторов – степень холодной деформации  $x_1$  и относительное сужение  $x_2$ .

Матрица плана и результаты испытаний приведены в табл. 1 (последний столбец).

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель в виде полинома второго порядка

$$y_5 = 4077 + 381x_1 + 45x_2 - 53x_1x_2 - 93x_2^2.$$

Анализ этого уравнения показывает, что наибольшее влияние на прочность закаленных образцов стали 60ХФА оказывает степень

холодной деформации ( $x_1$ ), влияние сужения ( $x_2$ ) существенно меньше.

Таким образом, в результате применения комбинированной схемы упрочнения (ПТМО) удается получить более высокие значения прочностных характеристик и износостойкости изделий из стали 60ХФА. По-видимому, повышение прочностных свойств можно объяснить изменениями в тонкой структуре стали, связанными с влиянием предварительной холодной деформации.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Жарский, И. М.* Планирование и организация эксперимента: учеб. пособие / И. М. Жарский, Б. А. Каледин, И. Ф. Кузьмицкий. – Минск: БГТУ, 2004. – 179 с.
2. Предварительная термомеханическая обработка сталей / М. Л. Бернштейн [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1978. – № 1. – С. 27–31.

УДК 621.793

**Е. С. ГОЛУБЦОВА**, д-р техн. наук,  
**Б. А. КАЛЕДИН**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**Н. Б. КАЛЕДИНА** (БГТУ)

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ БОРОХРОМИРОВАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УЗЛА ТРЕНИЯ**

С целью увеличения износостойкости, коррозионной стойкости, теплостойкости в 1,5–2,0 раза поверхностный слой металла насыщают бором совместно с другими легирующими элементами. В настоящей работе приведены результаты решения задачи по разработке и реализации методики определения оптимальных режимов борохромирования металлов, минимизирующих их износ с применением математических методов планирования эксперимента.

Априорная информация и предварительно проведенные опыты по исследованию указанных выше свойств никелевых покрытий показали, что основными факторами, существенно влияющими на

качество поверхностных слоев при борохромировании, являются температура электролита  $t$  ( $^{\circ}\text{C}$ ), плотность тока  $j$  ( $\text{A}/\text{cm}^2$ ), время процесса  $\tau$  (мин) и содержание оксида хрома в ванне  $q$  (%). Эти факторы и были выбраны в качестве варьируемых. Параметром оптимизации, характеризующим свойства борохромированного слоя, выбрана величина износа, который оценивался при испытании весовым способом.

Борохромированию подвергались образцы из стали 45 с предварительно нанесенным никелевым покрытием толщиной до 0,1 мм. Испытания на износостойкость проводили на установке с торцевой нагрузкой трущихся деталей в водно-абразивной среде (вода водопроводная с 5 % абразива), при удельном давлении  $p = 3 \text{ кгс}/\text{cm}^2$  и скорости скольжения  $v = 3 \text{ м}/\text{с}$ , что позволило в более короткое время получить данные об износе. В табл. 1 представлены уровни варьируемых факторов и интервалы их варьирования.

В качестве плана эксперимента использована дробная реплика (полуреплика) с генерирующим соотношением  $x_4 = x_1 x_2 x_3$ .

Таблица 1. Уровни выбранных факторов

Уровень факторов	Кодированные значения				Натуральные значения факторов			
	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$t, ^{\circ}\text{C}$	$j, \text{A}/\text{cm}^2$	$\tau, \text{мин}$	$q, \%$
Основной уровень	0	0	0	0	930	0,15	3	5
Интервалы варьирования	1	1	1	1	30	0,05	1	2
Верхний уровень	+1	+1	+1	+1	960	0,20	4	7
Нижний уровень	-1	-1	-1	-1	900	0,10	2	3

Для уменьшения систематических ошибок опыты проводили в случайном порядке. В табл. 2 представлена матрица планирования и результаты эксперимента.

Таблица 2. Результаты эксперимента

№ опыта	Матрица плана $N = 2^{4-1}$				Результаты эксперимента		Средние значения $\bar{y}_u$	Средние значения $y_p$
	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$y_{u1}$	$y_{u2}$		
1	-	-	-	-	15,4	16,2	15,80	12,2
2	+	-	-	+	3,9	3,5	3,70	5,1
3	-	+	-	+	13,7	13,4	13,55	12,6
4	+	+	-	-	5,1	5,5	5,30	8,3
5	-	-	+	+	6,2	5,6	5,90	8,7
6	+	-	+	-	4,1	4,4	4,25	4,0
7	-	+	+	-	10,4	10,8	10,60	11,9
8	+	+	+	+	8,9	8,7	8,8	5,0

Обработку результатов эксперимента проводили по методике [1]. Коэффициенты уравнения рассчитали по формулам:

$$b_0 = \frac{1}{8} \sum_{u=1}^8 x_{0u} \bar{y}_u; \quad (1)$$

$$b_i = \frac{1}{8} \sum_{u=1}^8 x_{iu} \bar{y}_u; \quad (2)$$

$$b_{ij} = \frac{1}{8} \sum_{u=1}^8 x_{iu} x_{ju} \bar{y}_u. \quad (3)$$

Однородность дисперсий параллельных опытов проверяли по критерию Кохрена

$$G = \frac{S_{u \max}^2}{\sum_{u=1}^N S_u^2}, \quad (4)$$

где  $S_{u \max}^2$  – максимальная дисперсия в  $u$ -м опыте;  $S_u^2$  – дисперсия строки  $u$ .

Расчетное значение  $G = 0,376$  оказалось меньше табличного  $G_{кр} = 0,68$ , следовательно, дисперсии строк  $S_u^2$  однородны [1]. После расчета дисперсии параметра оптимизации и проверки значимости коэффициентов уравнения регрессии получили неадекватную модель

$$\hat{y} = 8,50 - 2,90x_1 + 1,05x_2 - 1,10x_3 - 0,55x_4. \quad (5)$$

Неадекватность уравнения (5) объясняется тем, что расчетный критерий Фишера  $F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_4^2} = \frac{32,75}{0,106} = 309 \gg F_{кр} = 4,46$  [1].

Анализ уравнения (5) показывает, что влияние фактора  $x_4$  ( $q$ , %) и его взаимодействие с другими факторами является менее значимым, а поэтому дальнейшее исследование процесса проводили при фиксированном (постоянном) значении  $x_4$ , соответствующем 5-процентному содержанию окиси хрома.

В связи с неадекватностью уравнения (5) был проведен эксперимент по плану Бокса-Бенкина, матрица которого и результаты эксперимента приведены в табл. 3, где  $x_1$ ,  $x_2$  и  $x_3$  – кодированные уровни температуры электролита  $t$  ( $^{\circ}\text{C}$ ), плотность тока  $j$  ( $\text{A}/\text{cm}^2$ ) и время процесса  $\tau$  (мин).

После статистической обработки результатов этой таблицы получили адекватное уравнение ( $F_p = 5,2 < F_{кр} = 19,3$  при  $\alpha = 0,05$ ,  $f_1 = 4$  и  $f_2 = 2$ )

$$y_2 = 3,75 - 3,06x_1 + 0,67x_2 - 0,57x_3 - 0,32x_1x_2 + 1,93x_1x_3 + 1,12x_2x_3 + 4,6x_1^2. \quad (6)$$

Таблица 3. План Бокса-Бенкина

№	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1^2$	$x_2^2$	$x_3^2$	$y_3$
1	-	-	0	+	0	0	+	+	0	11,26
2	+	-	0	-	0	0	+	+	0	9,50
3	-	+	0	-	0	0	+	+	0	11,56
4	+	+	0	+	0	0	+	0	0	6,08
5	-	0	-	0	+	0	+	0	+	11,65
6	+	0	-	0	-	0	+	0	+	3,93
7	-	0	+	0	-	0	0	0	+	9,11
8	+	0	+	0	+	0	0	+	0	9,20
9	0	-	-	0	0	+	0	+	0	4,77
10	0	+	-	0	0	-	0	+	0	2,63
11	0	-	+	0	0	-			0	1,41
12	0	+	+	0	0	+				5,17
13	0	0	0	0	0	0	0	0	0	4,14
14	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3,94
15	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3,74

Как видно из этого уравнения, наибольшее влияние на износ оказывает  $x_1$ , т. е. температура электролита. С ее повышением износ уменьшается. Минимальный износ  $y_2 = 1,41$  получен при  $x_1 = 0$ ;  $x_2 = -1$  и  $x_3 = +1$ , т. е. при  $t = 930$  °С,  $j = 0,10$  А/см<sup>2</sup> и  $\tau = 4$  мин.

Таким образом, применение плана второго порядка позволило установить оптимальные уровни температуры электролита, плотности тока и времени процесса, при которых износ составил 1,41 г, т. е. в 2,6 раза ниже, чем в двухфакторном эксперименте (табл. 2).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования экспериментов в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 262 с.

В. Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук,  
Н. Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук (БНТУ)

## БОРОТИТАНИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Качество и стоимость строительных материалов в значительной мере определяются качеством инструмента и технологической оснастки, использующихся при их изготовлении. При производстве кирпича – это формы для его прессования, пустото- и пазообразователи, керны; в деревообрабатывающей промышленности – режущий инструмент: пилы, ножи, фрезы, сверла и др.; в строительстве – литевая оснастка для изготовления под давлением алюминиевых и ПВХ-профилей и т. д. Условия эксплуатации вышеперечисленного инструмента и оснастки предопределяют преимущественное развитие поверхностно-иницируемых процессов разрушения, и работоспособность изделий практически определяется физико-химическими и механическими свойствами их поверхности. Поэтому методы поверхностной обработки, заключающиеся в получении износостойких покрытий, все шире используются в мировой практике для улучшения рабочих характеристик инструмента и оснастки.

Настоящая работа посвящена получению на сталях диффузионных покрытий, содержащих диборид титана, который обладает уникальными свойствами: высокой твердостью, износостойкостью, коррозионной стойкостью, стойкостью в расплавах цветных металлов [1, 2].

В настоящий момент имеются исследования по двум способам получения диффузионных боротитанированных слоев – совместно и последовательному. Результаты совместного насыщения бором и титаном рассмотрены в работах [3, 4] Г. В. Самсонова и Г. В. Земского. Указанный способ не позволяет получать на сталях борид титана, а скорость формирования боротитанированного слоя весьма низкая. На техническом железе в поверхностной зоне формируются борид железа, а затем твердый раствор титана в железе с мелкими выделениями титанидов железа [3].

При последовательном способе насыщения очередность нанесения компонентов оказывает существенное влияние на процесс



боротитанирования. Так, образующиеся в процессе предварительного титанирования титаниды железа или карбид титана (углеродистые стали) препятствуют последующей диффузии бора в глубь материала [4].

В работах [3–5] представлены результаты последовательного насыщения бором, а затем титаном. Борирование проводили из порошковых сред на основе карбида бора ( $B_4C$ ), а титанирование из сред, содержащих порошок титана или ферротитана. Боротитанированные слои на сталях и техническом железе практически не отличаются по строению и фазовому составу. На поверхности формируется хрупкая фаза  $FeTi_2$ , затем зона толщиной 25 мкм с микротвердостью 31800 МПа, состоящая из диборида титана и титанида железа. Под диборидом титана формируются зона твердого раствора бора и титана в  $\alpha$ -Fe, а далее бориды железа.

В настоящей работе приведены результаты исследования микроструктуры, фазового состава и свойств диффузионных боротитанированных слоев на сталях 10кп, 45 и У8, полученных последовательным методом – борирование, а затем титанирование. Обработку проводили по четырем схемам насыщения [6]:

- борирование однофазное с последующим титанированием в среде на основе порошка титана ( $B_1 + Ti$ );
- борирование однофазное с последующим титанированием в среде на основе порошка оксида титана ( $B_1 + TiO_2$ );
- борирование двухфазное с последующим титанированием в среде на основе порошка титана ( $B_2 + Ti$ );
- борирование двухфазное с последующим титанированием в среде на основе порошка оксида титана ( $B_2 + TiO_2$ ).

Диффузионное борирование осуществляли из алюминотермических смесей на основе  $B_2O_3$  при температуре 900 °С продолжительностью 4 ч. В результате борирования на сталях были получены одно- (толщина – 140–70 мкм) или двухфазные (толщина – 125–85 мкм) слои в зависимости от используемых составов порошковых сред.

Последующее титанирование проводили в смесях на основе порошка титана или в алюмотермических смесях, содержащих оксид титана ( $TiO_2$ ). Насыщение осуществляли при температурах 950, 1000, 1050 и 1100 °С в течение 3, 4 и 5 ч.

Боротитанированные образцы были подвергнуты испытаниям на износо- и коррозионную стойкость. Исследование износостойкости сталей с диффузионными покрытиями проводили в условиях сухого трения скольжения. В качестве контротела использовали твердосплавный диск. Износ оценивали по объему лунки ( $\text{мм}^3$ ), вытертой в процессе трения. Коррозионную стойкость в 10%-м водном растворе серной кислоты определяли по потере массы образцов, отнесенной к площади их поверхности ( $\text{г/м}^2$ ).

На малоуглеродистой стали 10кп были получены диффузионные слои толщиной 130–230 мкм в зависимости от выбранных режимов боротитанирования. Рентгеноструктурным анализом в слое установлено образование фаз:  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ ,  $\text{TiB}_2$  и  $\text{Fe}_2\text{B}$ . На поверхности формируется тонкая (не более 7 мкм) зона титанида железа –  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ , далее – зона  $\text{Fe}_2\text{B}$  игольчатого строения с включениями боридов титана. Микротвердость зоны  $\text{Fe}_2\text{B}$  изменяется от 14000–16000 МПа у основания иглы до 7000–8500 МПа у острия иглы на границе с основой.

На стали 45 после боротитанирования формируется слой, состоящий из нескольких зон, отличающихся травимостью, фазовым составом и строением (рис. 1). По данным рентгеноструктурного анализа, с поверхности формируется тонкий сплошной слой боридов титана с микротвердостью 33000 МПа, а далее – зона, состоящая из  $\text{TiB}_2$  и  $\text{FeB}$ . Толщина этой зоны составляет 60–80 мкм. В микроструктуре слоя в поперечном сечении видны включения  $\text{TiB}_2$  в матрице  $\text{FeB}$  (рис. 1, б). Измерения микротвердости обеих фаз проводили при последовательной сошлифовке боротитанированного слоя (рис. 2). Твердость боридов титана – 24000–26000 МПа. Борид железа имеет микротвердость 17000–16000 МПа. Микротвердость боридных игл на границе с основой составляет 11000 МПа. Общая толщина боротитанированного слоя на стали 45 составляет 100–200 мкм в зависимости от режимов обработки.

Испытания на износостойкость обнаружили преимущество боротитанированных слоев перед борированными. Так, сталь У8 после обработки по схемам:  $(\text{B}_1 + \text{TiO}_2)$ ,  $(\text{B}_2 + \text{TiO}_2)$  обладает износостойкостью в два раза большей, чем после одно- и двухфазного борирования [6]. Это объясняется образованием в диффузионных слоях диборида титана и повышением микротвердости.

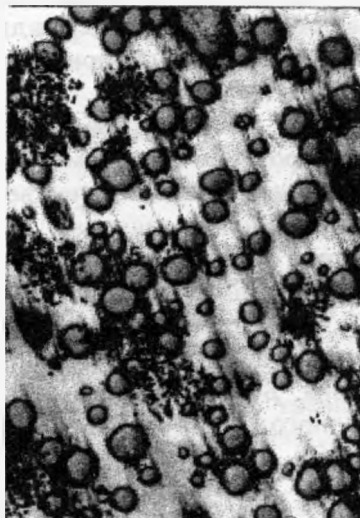
*a**б*

Рис. 1. Микроструктура боротитанированного слоя на стали 45,  $\times 200$ :  
*a* – продольное сечение; *б* – поперечное сечение

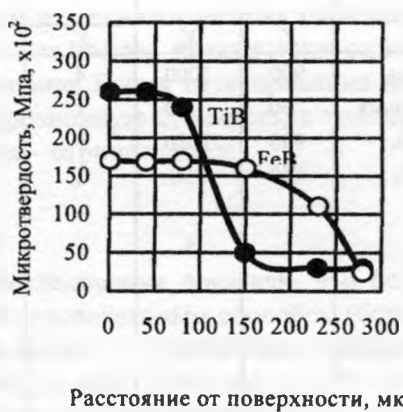


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя

Анализ результатов серии экспериментов, проведенных традиционными методами пассивного эксперимента, позволил выбрать составы порошковых сред для проведения боротитанирования с целью получения диборида титана и слоя с высокой микротвердостью.

На последующем этапе работы выполнено математическое планирование эксперимента при использовании полного факторного эксперимента. В качестве параметров оптимизации были выбраны следующие величины:  $Y_1$  – износ ( $\text{мм}^3$ ) стали 45;  $Y_2$  – удельная потеря массы ( $\text{г}/\text{м}^2$ ) при коррозионных испытаниях стали 10кп;  $Y_3$  – удельная потеря массы ( $\text{г}/\text{м}^2$ ) при коррозионных испытаниях стали 45. В эксперименте варьировали три фактора:  $X_1$  – температуру борирования;  $X_2$  – температуру титанирования;  $X_3$  – время титанирования. Боротитанирование проводили в соответствии с матрицей полного факторного эксперимента  $2^3$ , которая представлена в табл. 1.

Таблица 1. Матрица полного факторного эксперимента  $2^3$

Характеристика	Фактор			Параметр		
	$t(\text{B}), ^\circ\text{C}$	$t(\text{Ti}), ^\circ\text{C}$	$\tau(\text{Ti}), \text{ч}$	Износ, $\text{мм}^3$	Удельная потеря массы, $\text{г}/\text{м}^2$	
					сталь 10кп	сталь 45
Код	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$Y_1$	$Y_2$	$Y_3$
Основной уровень	900	1000	4			
Интервал варьирования	50	50	1			
Верхний уровень	950	1050	5			
Нижний уровень	850	950	3			
Опыты:						
1	+	+	+	0,30	110	82
2	-	+	+	0,20	106	72
3	+	-	+	0,18	94	50
4	-	-	+	0,21	39	52
5	+	+	-	0,35	130	95
6	-	+	-	0,28	85	80
7	+	-	-	0,25	83	28
8	-	-	-	0,33	37	60
9-11	0	0	0	0,22	110	95

По результатам испытаний на износо- и коррозионную стойкость построены математические модели, адекватно описывающие влияние исследованных факторов на износо- и коррозионную стойкость в водном растворе серной кислоты:

$$Y_1 = 0,3 + 0,01X_1 + 0,02X_2 - 0,04X_3; \quad (1)$$

$$Y_2 = 85 + 19X_1 + 22X_2 - 17X_3; \quad (2)$$

$$Y_3 = 65 - X_1 + 17X_2 - X_3. \quad (3)$$

Полученные уравнения позволяют оценить влияние технологических параметров (температура и время процесса) на износо- и коррозионную стойкость боротитанированных сталей. Из уравнения (1) следует, что на износостойкость стали 45 наиболее сильное влияние оказывает время титанирования. Температура борирования оказывает более слабое влияние (в четыре раза слабее, чем время титанирования) на износостойкость. Увеличение времени титанирования оказывает положительное влияние на износостойкость, а рост температур титанирования и борирования приводит к снижению износостойкости.

В (2), описывающем зависимость коррозионной стойкости стали 10кп с покрытием от технологических параметров процесса, коэффициенты уравнения имеют практически одинаковые значения по абсолютной величине. Время титанирования имеет положительное влияние на коррозионную стойкость, а температуры титанирования и борирования – отрицательное.

## Вывод

Проведенные исследования показали, что боротитанирование, осуществляемое последовательным способом (борирование, а затем титанирование), приводит к образованию диффузионных слоев с высокой твердостью и износостойкостью. В качестве предварительного процесса может использоваться как одно-, так и двухфазное борирование из порошковых алюмотермических сред. Последующее титанирование в алюмотермических смесях на основе оксида титана борированных образцов позволяет получать на углеро-

дистых сталях диффузионную зону, состоящую из диборида титана и борида железа, обладающую повышенной микротвердостью. На углеродистых сталях получены боротитанированные покрытия, которые обладают в два раза большей износостойкостью, чем одно- и двухфазные боридные слои.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. – М.: Металлургия, 1976. – 555 с.
2. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик. – М.: Металлургия, 1973. – 399 с.
3. Диффузионное насыщение бором и титаном / Г. В. Земсков [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1966. – №7. – С. 138-142.
4. Самсонов, Г. В. Диффузионное насыщение углеродистых сталей титаном и бором / Г. В. Самсонов, В. П. Глухов // Защитные покрытия на металлах. – Киев: Наук. думка, 1970. – Вып. 3. – С. 101-108.
5. Боротитанирование железа / Г. В. Земсков [и др.] // Защитные покрытия на металлах. – Киев: Наук. думка, 1972. – Вып. 6. – С. 117-119.
6. Протасевич, В. Ф. Боротитанирование сталей в порошковых средах / В. Ф. Протасевич, Л. В. Кучеева, И. К. Шевчик // Металлургия. – Минск: Вышэйш. шк., 1987. – Вып. 21. – С. 105-107.

УДК 621.785.5

М. В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук, Е. М. СТАРОВОЙТОВА,  
Н. Н. КУЗМЕНКО (БНТУ)

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БОРИРОВАНИЯ И БОРОСИЛИЦИРОВАНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРАХ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ

Практическую значимость представляют процессы комплексного диффузионного насыщения с использованием специальных смесей и обмазок, обеспечивающих химико-термическую обработку и защиту от окисления рабочих поверхностей крупногабаритных изделий в процессе высокотемпературных выдержек в нагревательном оборудовании, применяемом для общепринятой термической обработки [1]. Особый интерес представляют исследования про-

цессов комплексного насыщения стали бором совместно с кремнием, в результате осуществления которых можно в довольно широком диапазоне изменять соотношение высокотвердых боридных фаз и сравнительно мягких силицидных структурных составляющих, за счет чего особенно существенно повысить свойства диффузионных слоев по сравнению с борированными. Эксперименты [1] свидетельствуют о том, что введение в борирующую обмазку поставщиком атомов другого компонента приводит к изменению как химического, так и фазового состава диффузионных покрытий. Боросилицирование приводит к резкому снижению в диффузионном слое высокобористой фазы FeB, обладающей наибольшей хрупкостью, и появлению в нем силицидов.

В работе применялись образцы из сталей 45, У8. Насыщение образцов проводили в борирующих и боросилицирующих смесях и обмазках, в которых поставщиком активных атомов бора являлся карбид бора, поставщиком атомов кремния – пылевидный кварц, в качестве газогенерирующего активатора использовался фтористый натрий. Насыщение проводили при температурах 900, 950, 1000 °С в течение 1–5 ч. При насыщении в течение 1 ч в борирующей смеси при 900 °С на сталях 45 и У8 формируются слои толщиной 70 и 60 мкм соответственно. При насыщении в течение 1 ч в борирующей обмазке формируются слои 60 и 50 мкм соответственно. Увеличение времени насыщения до 5 ч дает повышение толщины борированного слоя до 140 и 130 мкм при насыщении в смеси соответственно на сталях 45 и У8, а при ХТО в борирующей обмазке толщина слоя уменьшается до 130 и 120 мкм соответственно. Боросилицирование образцов сталей 45 и У8 при температуре 900 °С приводит к формированию диффузионных слоев, которые по толщине заметно меньше, чем борированные. По микроструктуре боросилицированные слои, полученные при 900 °С, похожи на борированные, они имеют игольчатое строение, но иглы несколько более узкие, чем в случае борирования, и между ними просматривается небольшая доля включений других фаз (рис. 1).

В отличие от борированных слоев в структуре боросилицированных слоев рентгеноструктурным анализом не обнаружена фаза FeB. Увеличение температуры боросилицирования не столь заметно влияет на толщину диффузионных слоев, как в случае борирования.

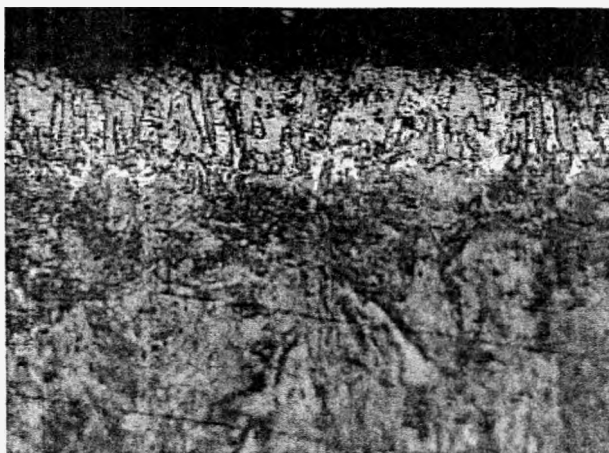


Рис. 1. Микроструктура стали 45 после боросилицирования при:  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t = 4\text{ ч}$

Результаты исследований показывают, что если при температуре  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  за 4 ч на стали 45 образуются боросилицированные слои толщиной порядка 90 мкм, то при  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  за это время они равны 100 мкм, а при  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  – 130 мкм. На стали У8 толщина диффузионных слоев несколько меньше, чем на стали 45, но тоже с увеличением температуры от  $900$  до  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  резкого роста толщины боросилицированных слоев не наблюдается, что можно связать с изменением характера диффузионного насыщения двумя элементами (бором и кремнием) при увеличении температуры ХТО.

При увеличении температуры в поверхностный слой диффундирует наряду с бором повышенная доля атомов кремния, что приводит к появлению в структуре диффузионных слоев значительной доли силицидных фаз (рис. 2), причем такое строение присуще как после боросилицирования стали 45, так и стали У8.

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказываются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев.





Рис. 2. Микроструктура стали 45 после боросилицирования при:  $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $t = 4\text{ ч}$

На рис. 3, 4 приведены результаты исследований микротвердости образцов сталей 45 и У8 после ХТО при температуре 900 и 1000  $^{\circ}\text{C}$  в течение 4 ч.

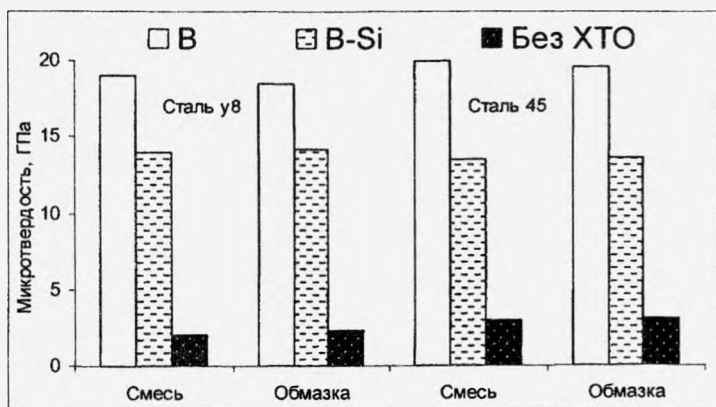


Рис. 3. Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при:  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4\text{ ч}$

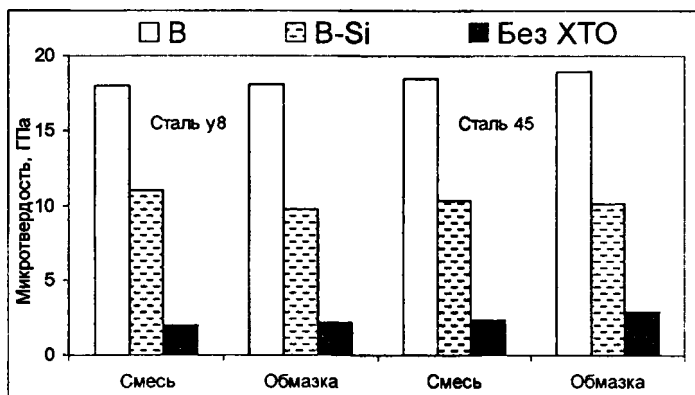


Рис. 4. Влияние XTO на микротвердость поверхностных слоев, полученных при:  $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4\text{ ч}$

Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей 45 и У8. Причем высокая микротвердость поверхности (18–20 ГПа) отмечается как в случае борирования в обмазках, так и в порошковых смесях. Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазе FeB, которая образуется в борированных слоях как при температуре 900 °С, так при более высоких температурах. Под слоем фазы FeB располагается зона фазы Fe<sub>2</sub>B, твердость которой несколько ниже – на уровне 13–15 ГПа. В случае боросилицирования при температуре 900 °С микротвердость поверхности как раз и соответствует микротвердости фазы Fe<sub>2</sub>B и находится на уровне 13 ГПа на образцах стали 45 и на уровне 14 ГПа – на стали У8. При этом XTO как в обмазках, так и в порошковых смесях в негерметизируемых контейнерах дает практически аналогичные результаты.

Повышение температуры боросилицирования до 1000 °С, как отмечалось выше, приводит к появлению в структуре диффузионного слоя значительной доли силицидных фаз (по данным рентгеноструктурного анализа наряду с Fe<sub>2</sub>B присутствует α'-фаза (твердый раствор на базе соединения Fe<sub>3</sub>Si), микротвердость которой заметно ниже, чем у фазы Fe<sub>2</sub>B. Средняя микротвердость поверхности после боросилицирования при 1000 °С находится на уровне 10–11 ГПа, что заметно ниже, чем в случае борирования (18–20 ГПа) и

боросилицирования при температуре 900 °С (13–14 ГПа), но значительно выше, чем твердость поверхности без ХТО – всего 2–2,5 ГПа.

Изменение структурного состояния боросилицированных слоев по сравнению с борированными очень заметно сказывается на их микрохрупкости. Определение микрохрупкости диффузионных слоев проводилось с использованием прибора ПМТ-3. Микрохрупкость оценивалась по напряжению скола  $\sigma$  диффузионно упрочненной поверхности (чем ниже напряжение скола, тем выше хрупкость), которое зависит от  $l$  (минимальное расстояние от центра отпечатка алмазной пирамиды до края образца при нагрузке  $P$ ) [2]:

$$\sigma = 0,17P/2l^2 + lc,$$

где  $c$  – длина диагонали отпечатка алмазной пирамиды.

Так, наиболее твердая поверхностная зона из фазы FeВ боридного слоя обладает и наиболее высокой хрупкостью (минимальный уровень напряжения скола). В случае боросилицирования при температуре 900 °С при снижении микротвердости всего на 20–25% (до уровня 13–14 ГПа, что характерно фазе Fe<sub>2</sub>V) напряжение скола увеличивается в 3–3,5 раза (рис. 5), что свидетельствует о значительном повышении сопротивлению хрупкому разрушению диффузионно упрочненных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

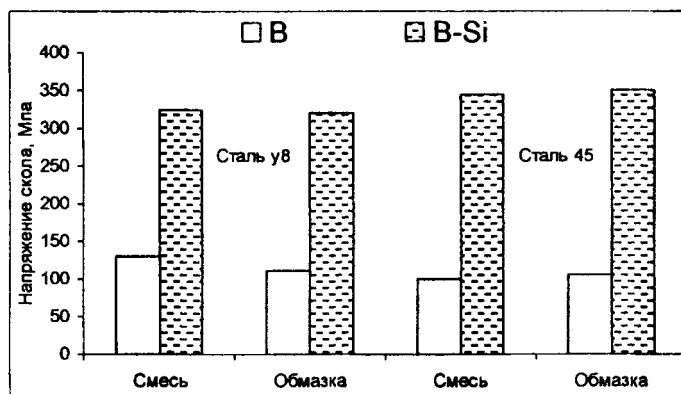


Рис. 5. Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при:  $T = 900$  °С;  $t = 4$  ч

Если получать боросилицированные детали при температуре ХТО 1000 °С, то при относительно высокой микротвердости (10–11 ГПа), сопротивление сколу увеличивается в 5–5,5 раза по сравнению с борированными слоями и примерно в 2,0 раза по сравнению с боросилицированными слоями, полученными при температуре 900 °С (рис. 6).

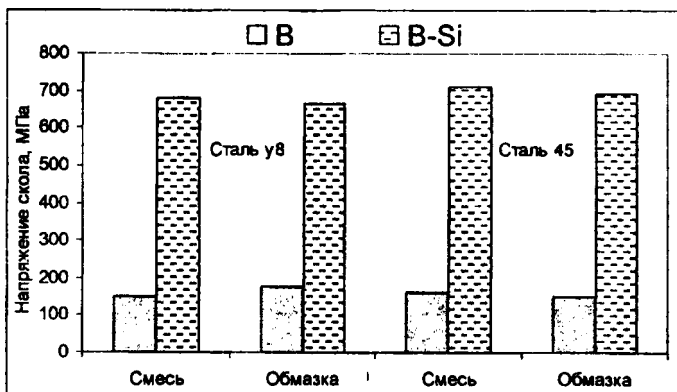


Рис. 6. Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при:  $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4\text{ ч}$

Таким образом, получая отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , можно в значительной степени влиять на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при периодических или постоянных ударных воздействиях. Так, если процесс изнашивания протекает без когда-либо проявляющихся динамических воздействий, можно рекомендовать к применению процесс борирования – для мелкогабаритных деталей ХТО в порошковых смесях с использованием негерметизируемых контейнеров, для крупногабаритных деталей – в обмазках, которые наносятся только на изнашивающиеся поверхности деталей. Если изнашивание протекает в условиях сравнительно невысокого уровня периодически проявляющихся ударных воздействий, можно использовать процесс боросилицирования при темпе-

ратуре 900 °С. В случае, если в парах трения постоянно имеют место значительные динамические воздействия, во избежание скола диффузионно упрочненных поверхностей целесообразно получать боросилицированные слои, состоящие из конгломерата боридных и силицидных фаз. Такие диффузионные слои можно сформировать в случае боросилицирования в разработанных порошковых смесях и обмазках при температуре 1000 °С.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Ситкевич, М. В.* Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок / М. В. Ситкевич, Е. И. Бельский. – Мн.: Вышэйш. шк., 1987. – 156 с.

2. *Григоров, П. К.* Методика определения хрупкости борированного слоя / П. К. Григоров, А. И. Кахтанов // Повышение надежности и долговечности деталей машин. – Ростов на Дону, 1972. – Вып. 16. – С. 97–98.

УДК 621.074

**И. В. ЗЕМСКОВ**, канд. техн. наук, **И. К. ФИЛАНОВИЧ** (БНТУ)  
**А. М. БИБИКОВ** (НПП «Самарские горизонты»)

### **СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗАБОЙНЫХ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКИХ СИСТЕМ БУРОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ**

Эффективность поиска месторождения нефти и газа значительно возрастает при наклонном и горизонтальном бурении скважин, при котором используются забойные телеметрические системы, размещаемые внутри трубы. Как правило, нефтяные компании закупают импортное телеметрическое оборудование. В настоящее время идет разработка и поставка забойных телеметрических систем отечественного производства, для изготовления которых необходимы трубные заготовки из стали со специальными свойствами.

Выпускаемые металлургией специальные стали не удовлетворяют в полном объеме требуемым свойствам, поэтому в НПП «Самарские горизонты» с использованием компьютерной программы

«Сплав» разработаны для этих целей экспериментальная сталь типа 45Х6Г13Н7ФЛ и технология ее центробежного литья. В БНТУ в лаборатории кафедры «Металлургия литейных сплавов» разработана технология вертикального непрерывного литья из этой стали трубных заготовок. Для выбора оптимального способа производства трубных заготовок выполнен сравнительный анализ свойств экспериментальной стали в заготовках, полученных этими разными способами литья. Заготовки непрерывного литья получали в лабораторных условиях БНТУ, а центробежного – в заводских. Результаты определения расчетным способом свойств по компьютерной программе «Сплав» и фактическое значение  $\sigma_{вр}$  приведены в табл. 1 и 2, микроструктура сплавов – на рис. 1 и 2.

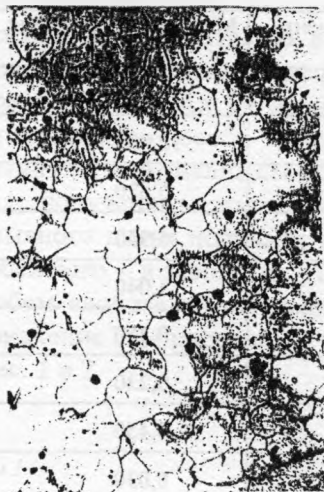
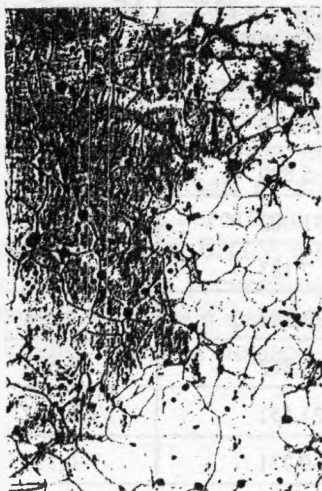
Таблица 1

Элемент	Массовое содержание, %	$\Delta E_{эс}$ при $T = 20^\circ\text{C}$ , кгм/моль	$\Delta E_{эс}$ при $T = 120^\circ\text{C}$ , кгм/моль
Fe	73,980	1082,246	1010,998
Mn	11,800	-57,302	-55,352
Cr	6,010	-6,020	-9,892
Ni	5,430	27,865	25,627
V	1,210	8,273	8,080
Mo	0,520	3,295	3,288
Si	0,540	-8,975	-8,421
C	0,460	21,806	22,521
S	0,030	-0,724	-0,703
P	0,020	-0,495	-0,485
$\Delta E_{эс}$ , кгм/моль		1069,97	995,661
$\sigma_{\text{тяж}}$ , кгс/мм <sup>2</sup>		112,08	104,30
$\sigma_{\text{н}}$ оптимальный, кгс/мм <sup>2</sup>		112,08	104,30
$D$ – плотность сплава при $+20^\circ\text{C}$ , г/см <sup>3</sup>			7,78
$V_{\text{моля}}$ – объем моля сплава при $+20^\circ\text{C}$ , г/см <sup>3</sup>			95
Фактическое значение $\sigma_{вр}$			104,8 кг/мм <sup>2</sup>

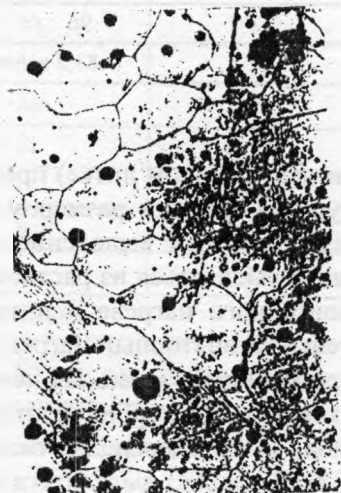
Таблица 2

Элемент	Массовое содержание, %	$\Delta E_{\text{эс}}$ при $T = 20^\circ\text{C}$ , кгм/моль	$\Delta E_{\text{эс}}$ при $T = 120^\circ\text{C}$ , кгм/моль
Fe	73,230	1082,246	1010,998
Mn	12,850	-60,040	-60,895
Cr	5,820	-5,890	-9,677
Ni	5,980	31,002	28,512
V	1,040	7,183	7,016
Mo	0,350	2,241	2,236
Si	0,230	-3,862	-3,623
C	0,450	21,551	22,257
S	0,030	-0,731	-0,710
P	0,020	-0,500	-0,485
$\Delta E_{\text{эс}}$ , кгм/моль		1070,20	995,62
$\sigma_{\text{плк}}$ , кгс/мм <sup>2</sup>		111,15	103,40
$\sigma_0$ , оптимальный, кгс/мм <sup>2</sup>		91,92	85,52
$D$ – плотность сплава при $+20^\circ\text{C}$ , г/см <sup>3</sup>		7,79	
$V_{\text{моля}}$ – объем моля сплава при $+20^\circ\text{C}$ , г/см <sup>3</sup>		96	
Фактическое значение $\sigma_{\text{вр}}$		83,2 кг/мм <sup>2</sup>	

Очевидно, что образец № 1 (при непрерывном литье) представляет собой мелкозернистую структуру со средним размером зерна  $\sim 0,1$  м. В структуре наблюдается незначительное выделение карбида хрома, который может благоприятно выделяться из раствора при медленном охлаждении и после повторного нагрева в интервале температур  $450\text{--}800^\circ\text{C}$ . Очень длительный повторный нагрев также способствует выделению карбида хрома внутри зерен. Не исключено, что в структуре могут наблюдаться и другие карбиды, интерпретация которых несколько затруднена. Так, углерод, растворимый при высокой температуре ( $1050^\circ\text{C}$ ), также может выделяться в виде карбида  $\text{MeC}$ .



*Рис. 1.* Микроструктура стали, полученная полунепрерывным способом литья,  $\times 100$



*Рис. 2.* Микроструктура стали, полученная центробежным способом литья,  $\times 100$



При центробежном литье (образец № 2) зерна имеют довольно большие размеры (размер зерен – 0,3–0,7мм), карбидные выделения довольно большие и их количество также высокое.

Характер разрушения образцов № 1, 2 при 12-кратном увеличении представлен на рис. 3, 4. На образце № 1 излом выявляется хрупким по всему сечению, что свидетельствует о высоких прочностных характеристиках материала. Это, в свою очередь, связано с тем, что структура образца № 1 – мелкозернистая, что подтверждается металлографией сплава (рис. 1).

На образце № 2 наблюдается грубое разрушение материала, при этом имеют место несплошности материала в виде темных участков.

Общий характер изломов представляется как хрупкое разрушение сталей под действием ударной нагрузки.

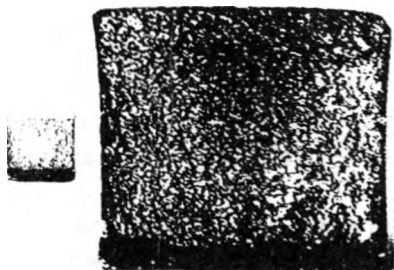


Рис. 3. Излом образца № 1,  $\times 12$

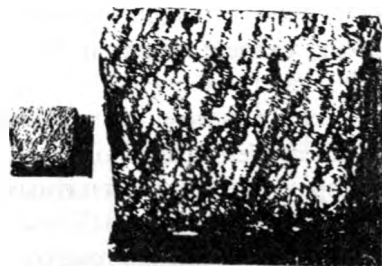


Рис. 4. Излом образца № 2,  $\times 12$

Наличие в образце № 2 структурной неоднородности и дефектов в виде несплошностей материала по границам зерен может привести к разрушению деталей при их эксплуатации.

В связи с тем, что стали, применяемые для изготовления немагнитных труб, должны иметь магнитную проницаемость  $\mu < 1,02$  гс/э, были определены магнитные свойства образцов № 1, 2. Образцы для измерения магнитной проницаемости были вырезаны из исследуемых труб и имели следующие характеристики: диаметр стержня – 6 мм; длину стержня – 30 мм.

Магнитная проницаемость исследуемой стали проводилась на установке «Ферротестер 2738/S-3», с помощью которой можно из-

мерять магнитные свойства ферромагнитных материалов. При помощи данного прибора могут измеряться кривые намагничивания, магнитная насыщенность, остаточная намагничиваемость, коэрцитивная сила, магнитная проницаемость ферромагнитных образцов. Магнитная проницаемость  $\mu$  – это физическая величина, характеризующая изменение магнитной индукции  $B$  среды при воздействии магнитного поля  $H$  ( $\mu = B/\mu_0 H$ ), где  $\mu_0$  – магнитная постоянная и определяется снятием петли гистерезиса материала.

Для определения  $\mu$  исследуемых сталей предварительно было исследовано железо особой чистоты (армко-железо), получена его петля гистерезиса и проведена калибровка изображения по  $H$  и  $B$ .

Из классического соотношения  $B_{\max} = \mu H_{\max}$  была определена магнитная проницаемость исследуемого эталонного чистого железа ( $\mu = 1400$  Гс/э). Это значение согласуется с табличными данными. Аналогично была определена магнитная проницаемость  $\mu$  исследуемых сталей: образец № 1  $\mu = 1,009$  Гс/э, образец № 2 –  $1,010$  Гс/э.

Таким образом, исследование магнитной проницаемости аустенитных сталей показало, что  $\mu = 1,009$ – $1,010$  Гс/э, т. е. стали являются практически немагнитными.

Рентгеноструктурный анализ образцов № 1, 2 проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в  $FeK_{\alpha}$ -излучении:  $U_a = 20$  кВ,  $I_a = 20$  мА,  $V_{\text{счет}} = 1$  °/мин. Длина волны рентгеновского излучения  $\lambda_a = 1,937$  Å.

Расшифровка дифрактограммы представлена в табл. 3. Определение межплоскостных расстояний проводилось с использованием уравнения Вульфа-Бреггов:  $2d \sin \theta = n\lambda$ , где  $d$  – межплоскостные расстояния атомных плоскостей кристалла;  $\theta$  – угол отражения рентгеновских лучей от плоскостей кристалла;  $n$  – порядок отражения (равен 1);  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения.

$$\text{Из этого уравнения} \Rightarrow \frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}.$$

Эти значения для отражений 1 1 1 и 2 0 0 представлены в табл. 3. Кроме того, для полной интерпретации структурного состояния образцов были определены параметры кристаллической решетки сплавов (рис. 5).

Таблица 3

Образец № 1						Образец № 2					
<i>I</i>	20°	$d/n, \text{Å}$ эксп.	$\alpha, \beta$	$d/n, \text{Å}$ табл.	Фаза	<i>I</i>	20°	$d/n, \text{Å}$ эксп.	$\alpha, \beta$ Å	$d/n$ табл.	Фаза
				$\alpha$ -Fe	Параметр решетки $a, \text{Å}$					$\alpha$ -Fe	Пара- метр решетки, $a, \text{Å}$
ср.	50,15	2,284	$\beta$			50,2	2,285	$\beta$			
C	55,7	2,072	$\alpha$	2,08		55,6	2,075	$\alpha$	2,08		
о.сл.	58,4	1,984	$\beta$			58,2	1,990	$\beta$			
ср.	65,0	1,802	$\alpha$	1,080		64,75	1,808	$\alpha$	1,80		
* ср.	126,6	1,0835	$\alpha$	1,080	3,595	126,25	1,085	$\alpha$	1,080	3,597	
				$\frac{d}{n} \rightarrow$					$\frac{d}{n} \rightarrow$		
				для чисто- го железа					для чисто- го железа		

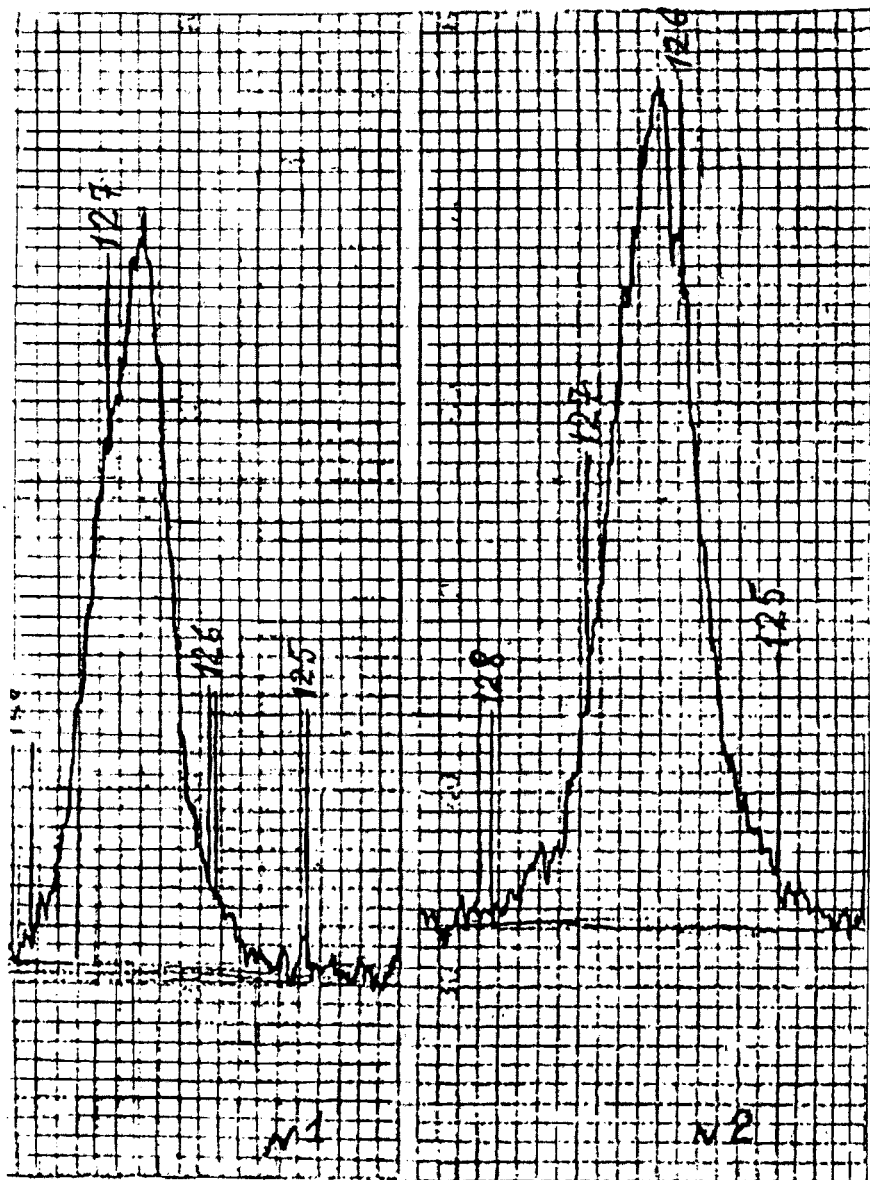


Рис. 5. Профили интерференционной линии 311 для определения параметра кристаллической решетки: образец № 1 –  $a = 3,595 \text{ \AA}$ ; образец № 2 –  $a = 3,597 \text{ \AA}$

Так как относительное изменение параметров решетки  $\frac{\Delta a}{a} \rightarrow 0$  при  $\theta \rightarrow 90^\circ$ , была выбрана интерференционная линия 3 1 1 с углом  $2\theta \approx 126,6^\circ$  и по ней определяли параметры кристаллической решетки сплавов согласно уравнению

$$a = \frac{\lambda}{2d \sin \theta} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2},$$

где  $H, K, L$  – индексы интерференции.

Эти данные также представлены в табл. 3.

Анализируя интенсивности интерференционных линий, их уширение, межплоскостные расстояния, можно сделать вывод, что образец № 1 имеет более совершенную кристаллическую структуру (однородный  $\gamma$ -твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe) по отношению к структуре образца № 2.

Это проявляется в том, что интерференционные пики 1 1 1, 2 0 0 выявляются более четкими, интенсивными и имеют минимальное уширение, что свидетельствует о степени совершенства кристаллического строения материала.

По уширению и размытию интерференционных линий можно судить о степени влияния внешних воздействий на структурное состояние вещества (например, пластическая деформация и др.).

Сопоставляя межплоскостные расстояния образцов, видим, что  $\frac{d}{n}$  для образца № 1 отличаются от  $\frac{d}{n}$  для образца № 2. Это, возможно, связано с особенностями литья образца № 2.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что применение непрерывного метода литья для стали 45X6Г13Н7ФЛ обеспечивает изделиям более мелкую и плотную структуру металла и более высокие прочностные характеристики.

**В. М. КОНСТАНТИНОВ**, канд. техн. наук, **Г. А. ТКАЧЕНКО** (БНТУ),  
**И. С. СУШКО** (РУП «Минский завод шестерен»)

## **ЭЛЕКТРОХИМИКОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КРЕПЕЖНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН**

Одним из факторов, ограничивающих срок эксплуатации корпусов плугов, является повышенный износ головки болта, приводящий к нарушению целостности конструкции. В результате этого износа происходит отрыв лемеха или долота от корпуса плуга.

Высокая интенсивность изнашивания головки болта обусловлена многократным воздействием абразивных частиц почвы.

Износ головки болта зависит от ряда факторов:

- типа почвы;
- скорости движения плуга (особенно после 7 км/ч);
- времени года (уплотнение почвы);
- влажности почвы;
- потока почвы (ламинарный или турбулентный);
- свойств покрытия.

В настоящее время для крепежа рабочих элементов плуга используются болты из стали 20 и 40Х. Болты изготавливают методом ОМД, при котором происходит наклеп всех поверхностей болта. Твердость головок болтов составляет 20 HRC (сталь 20), 30 HRC (сталь 40Х).

При работе в полевых условиях ресурс болтов, установленных на долото и лемех, составляет всего 5–10 га вспаханной земли из расчета на один корпус плуга, что в полтора раза ниже ресурса болтов фирмы Kverneland. При изготовлении болтов фирма Kverneland использует сталь, химический состав которой примерно соответствует стали 20Г. Твердость головки болта 30 HRC (рис. 1).

Выполненный анализ свидетельствует, что применение износостойких диффузионных покрытий позволит увеличить стойкость поверхности головки болта, тем самым повысив срок эксплуатации болтов отечественного производства.



Рис. 1. Крепежные элементы корпусов плугов: а – МЗШ (сталь 20); б – Kverneland; в – МЗШ (сталь 40Х)

Наиболее широко используемым методом повышения износостойкости поверхности изделия является газовая цементация или нитроцементация с последующей закалкой и отпуском. Данный способ химико-термической обработки позволяет получить износостойкий слой толщиной более 1 мм. Однако использование газовой цементации для повышения износостойкости поверхности головки болта затруднительно, так как возникает необходимость защиты резьбы от насыщения. Для локального насыщения стали углеродом наиболее целесообразно использование высокотемпературной цементации или нитроцементации из паст с использованием нагрева

током высокой частоты. Данный метод позволяет совмещать нагрев под закалку с диффузионным насыщением, что значительно сокращает продолжительность процесса. За счет использования электрохимикотермической обработки удается получать за несколько минут слои такой же величины, как при газовой цементации в течение нескольких часов.

Физические причины ускорения диффузии при электрохимикотермической обработке заключаются в воздействии на диффузионные процессы сложной многофакторной системы. С одной стороны, это высокая температура процесса насыщения (порядка 1100 °С), скоростной индукционный нагрев, оказывающий влияние на скорость и температуру фазовых превращений, а с другой – магнитные свойства ферромагнитного материала, на которые воздействует переменное магнитное поле, возникающее при нагреве токами высокой частоты.

Важнейшей особенностью скоростного индукционного нагрева является значительное изменение скорости и температуры фазовых превращений. С повышением скорости нагрева фазовые превращения смещаются в область более высоких температур и их продолжительность снижается. При изменении скорости нагрева и соответственно продолжительности воздействия температуры и фазовых превращений может существенно измениться не только кинетика, но и механизм образования аустенита. Если при медленном нагреве образование аустенита происходит только в результате диффузионных процессов, то при быстром нагреве аустенит образуется по механизму бездиффузионного образования. В доэвтектоидной стали этот процесс может проходить на неоднородностях в ферритной фазе – по границам зерен и блоков мозаики [1].

Смещение фазовых превращений в область высоких температур оказывает существенное влияние на размер зерна аустенита в момент окончания фазовых переходов, что связано с возрастанием роли зарождения и уменьшением роли роста зерен в общем процессе образования аустенита с повышением температур. При этом процесс роста зерен аустенита замедляется ввиду резкого сокращения времени нагрева. Таким образом, возможно, что процесс будет представлять собой только зарождение центров.

Уменьшение объема зерен и увеличение их числа приводит к возрастанию протяженности границ. В то же время интенсивность



диффузии вдоль границ и внутри зерен существенно различается. При определенных температурах скорость граничной диффузии на пять-семь порядков выше скорости диффузии по зерну. Следовательно, в более мелкозернистом аустените, обладающем большей протяженностью границ, насыщение должно проходить значительно быстрее, чем в крупнозернистом [1, 2]. Установлено, что в температурном интервале 500–900 °С и в  $\gamma$ -области наблюдается преимущественная диффузия углерода по границам зерен [1].

Проблема описания влияния переменного магнитного поля на диффузию в железе в ферритном и парамагнитном состояниях весьма сложна, поскольку затрагивается влияние множества факторов и явлений ферромагнетизма. Это низко- и высокотемпературная магнитострикция, высокотемпературная магнитная структура доменов, взаимодействие доменных границ и границ зерен поликристаллов, влияние переменного магнитного поля на изменение концентрации дислокаций.

При внесении ферромагнитного материала в переменное магнитное поле изменяются его линейные размеры, а в полях высоких напряжений изменяется и объем. Изменение объема ферромагнитной матрицы может быть связано как со смещением атомов кристаллической решетки из первоначальных положений равновесия, т. е. изменением межатомного состояния, так и с изменением количества дефектов кристаллической структуры. Оба эти фактора могут влиять на диффузию в ферромагнетике.

При возникновении магнитострикционных деформаций соседние атомы решетки сместятся относительно друг друга в направлениях, совпадающих с направлением внешнего магнитного поля. Магнитострикция обусловлена обменным взаимодействием (квантово-механический эффект электростатической природы) и чисто магнитным взаимодействием атомных магнитных моментов. Значения константы магнитострикции  $\lambda = \Delta L/L$  ( $\Delta L$  – суммарное изменение длины образца;  $L$  – длина самого образца) могут быть как положительными, тогда образец удлиняется, так и отрицательными, тогда наблюдается сжатие в направлении действия магнитного поля [3].

Так как магнитострикция стали положительна (рис. 2) при определенных значениях намагниченности, происходит растяжение образца. За счет этого изменения параметра решетки должно происходить изменение величины потенциального барьера, который

должен преодолеть диффундирующий атом. В этом случае должно наблюдаться ускорение диффузии. Согласно литературным данным возрастание напряженности магнитного поля сказывается на коэффициенте объемной диффузии [3].

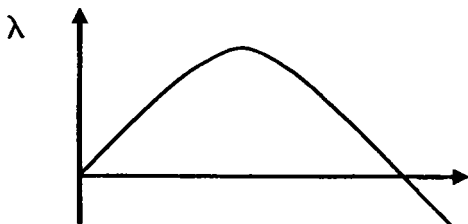


Рис. 2. Магнитострикция поликристаллического железа [3]

Теоретически ускорение диффузии осуществляется благодаря вакансиям. Влияние магнитного поля на диффузионный процесс в ферромагнетике может быть реализовано через изменение концентрации дислокаций в диффузионной зоне при включении ПМП. Как показано в [4], наложение ПМП приводит к изменению концентрации дислокаций на величину

$$\Delta N = N \left\{ \exp \left[ n \left( \frac{\Delta \tau_n - \mu_0 (\chi_\alpha - \chi_\beta) H^2 - 2(\sigma_n / r_n - \sigma / r)}{kT} \right) \right] - 1 \right\},$$

где  $N$  – исходная концентрация дислокаций единичной длины в единице объема;  $n$  – число компланарных дислокаций в плоских скоплениях;  $\Delta \tau_n$  – напряжение сдвига, равное разнице магнитострикционных и сторонних напряжений;  $\chi_\alpha$  и  $\chi_\beta$  – магнитные восприимчивости дислокации и матрицы соответственно;  $H$  – напряженность ПМП;  $\sigma_n$  и  $\sigma$  – поверхностное натяжение на границе «дислокация – матрица» в намагниченном и ненамагниченном состояниях;  $r_n$  и  $r$  – геометрические параметры дислокации в ПМП и без него. Таким образом,  $\Delta N$  определяется величиной магнитострикционных и сторонних напряжений, различием в магнитных

свойствах дислокаций и матрицы и изменением механического состояния объемов, занимаемых дислокациями, выражающимися в изменении их поверхностной энергии и величины активационного объема. Если предположить, что дислокация обладает собственным магнитным моментом, то при помещении образца в магнитное поле в результате взаимодействия магнитного момента дислокации с ним может изменяться энергия дислокаций. В результате этого число дислокаций, способных преодолеть потенциальный барьер  $U$ , возрастает, и согласно [5]

$$n = n_0 \exp\left(-\frac{U - \alpha IH}{kT}\right)$$

становится равным, где  $I$  – магнитный момент дислокации;  $\alpha$  и  $n_0$  – константы;  $H$  – напряженность магнитного поля. Это может привести к перераспределению и изменению концентрации дислокаций и, как следствие, изменению эффективного коэффициента диффузии  $D_{\text{эфф}}$ .

Таким образом, переменное магнитное поле формирует наилучшую структуру для диффузионного насыщения, а высокая температура процесса позволяет увеличить глубину проникновения диффундирующих атомов.

Для исследования структурообразования диффузионных слоев при использовании электрохимикотермической обработки был изучен процесс высокотемпературной нитроцементации из паст стальных деталей.

Локальное насыщение стали проводили, используя специальную активную пасту. Компоненты пасты в порошкообразном состоянии замешивались на воде до состояния однородной вязкой массы. Нагрев осуществляли с помощью тока высокой частоты. Образцы нагревали до температур 1100 °С с последующей выдержкой от 30 до 200 с. Затем проводили закалку.

При данном способе диффузионного насыщения на образцах (сталь 20) формировались слои величиной от 0,06 до 0,40 мм. Увеличение температуры насыщения от 1100 до 1300–1400 °С приводит к образованию на поверхности образца жидкометаллической фазы, что позволяет получить на стали 20 за 90 с слой в 330 мкм,

где помимо нитроцементованного слоя образуется ледебуритный слой величиной 30–40 мкм.

Металлографический анализ структуры позволил установить следующее: после нитроцементации при 1100 °С и последующей закалки формируется диффузионный слой, состоящий из игольчатого мартенсита и остаточного аустенита (рис. 3). После ЭХТО при 1300 °С поверхность болта подплавляется и диффузионный слой состоит из игольчатого мартенсита и остаточного аустенита, а также участка ледебурита (рис. 4).

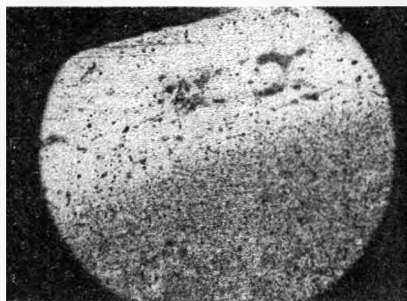


Рис. 3. Структура стали 20 после нитроцементации при 1100–1200 °С.  $\times 350$

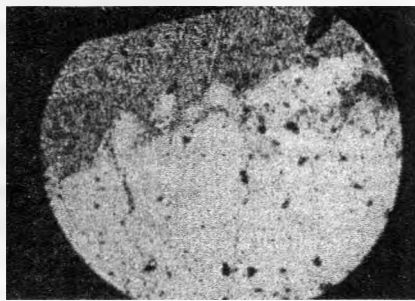


Рис. 4. Структура стали 20 после нитроцементации при 1300–1400 °С,  $\times 500$

Диффузионные слои, полученные при помощи ЭХТО, имеют высокую твердость (рис. 5). После насыщения при температуре 1100 °С максимальная твердость составляет 9000 МПа.

Таким образом, процесс упрочнения стальной поверхности нитроцементацией из паст с использованием нагрева токами высокой частоты позволяет получить слой величиной от 0,06–0,45 мм с твердостью 8500–9000 МПа в зависимости от режимов электрохимикотермической обработки. Структурообразование слоя может протекать как в твердофазном режиме, так и при локальном оплавлении поверхности с образованием эвтектических структур. Наличие жидкометаллической фазы существенно интенсифицирует процесс, обеспечивая формирование износостойкого сплава на поверхности детали [9].

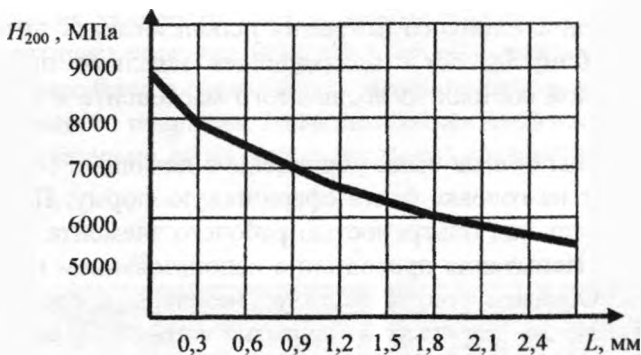


Рис. 5. Микротвердость стали 20 после высокотемпературной нитроцементации и закалки

Традиционная нитроцементация в печах, наплавка твердых материалов как способы повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей давно зарекомендовали себя. Представляет интерес сравнение износостойкости диффузионных слоев, полученных высокотемпературной нитроцементацией из паст, с применением нагрева токами высокой частоты.

Для определения наиболее предпочтительного покрытия проведены полевые испытания, для которых была изготовлена опытная партия болтов из стали 20 с двумя типами покрытий.

Наплавку и диффузионное насыщение проводили с помощью индукционного нагрева (рис. 6).

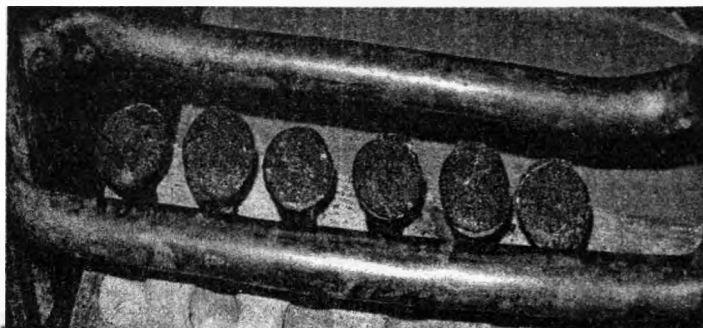


Рис. 6. Устройство для проведения технологического процесса

В качестве износостойкого покрытия использовалась нитроцементация на глубину 0,3 мм с последующей закалкой, при этом диффузионный слой состоял из игольчатого мартенсита и остаточного аустенита.

Другие образцы болтов были упрочнены с помощью сормайт, который образует на головке болта сферическую форму. Полученный слой выступает над поверхностью рабочего элемента корпуса плуга на 1,5 мм. Испытания проводили с использованием пятикорпусного плуга. Образцы болтов были установлены в следующем порядке: на 1-, 3-, 5-м корпусах – покрытие сормайт, а на 2-, 4-м корпусах – нитроцементация.

При полевых испытаниях было вспахано 72 га суглинистой почвы с большим количеством камней, что составляет примерно 15 га на один корпус плуга. До установки болтов было произведено взвешивание и измерение высоты головки. После испытаний износ болтов определялся остаточной массой и высотой головки. Полученные данные сведены в табл. 1.

Таблица 1. Показатели среднего износа болтов

Тип покрытия	Твердость покрытия, HRC	Величина износа головки болта, мм	Величина износа, г
Износ болтов, установленных на долото			
Нитроцементация с закалкой ТВЧ	63	3,4	15,1
Сормайт	55	5,5	24,8
Износ болтов, установленных на лемех			
Нитроцементация с закалкой ТВЧ	63	1,8	9,52
Сормайт	55	2,9	15,46

Анализ характера износа болтов после испытаний свидетельствует о следующем:

- износ головок болтов с наплавленным слоем неравномерный (болт № 1), часть покрытия остается на поверхности или изнашивается полностью (болт № 2), что указывает на неравномерность рас-

пределения твердости слоя и неравномерность давления абразивных частиц на определенных участках наплавленного слоя;

- износ болтов после нитроцементации равномерный в отличие от наплавленного покрытия. Геометрия посадочной части болта сохранена, следовательно, не нарушена прочность соединения (рис. 7, 8).

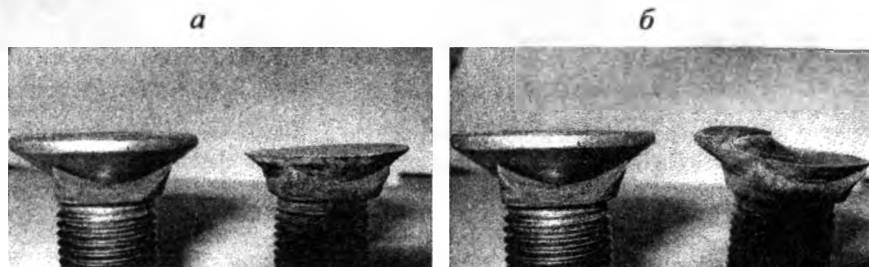


Рис. 7. Степень износа головок болтов с наплавленным слоем: а – относительный износ головки болта с диффузионным покрытием; б – относительный износ головки болта с наплавкой



Рис. 8. Износ головки болта с диффузионным покрытием

Для визуального сравнения износа до и после полевых испытаний приведен рис. 9.

На основании результатов исследований износостойкости, приведенных в табл. 1, построена зависимость среднего линейного износа головки болта от пройденных гектаров (рис. 10).

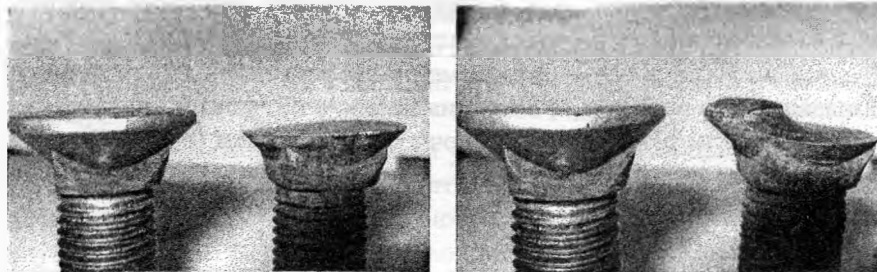


Рис. 9. а – относительный износ головки болта с диффузионным покрытием; б – относительный износ головки болта с наплавкой

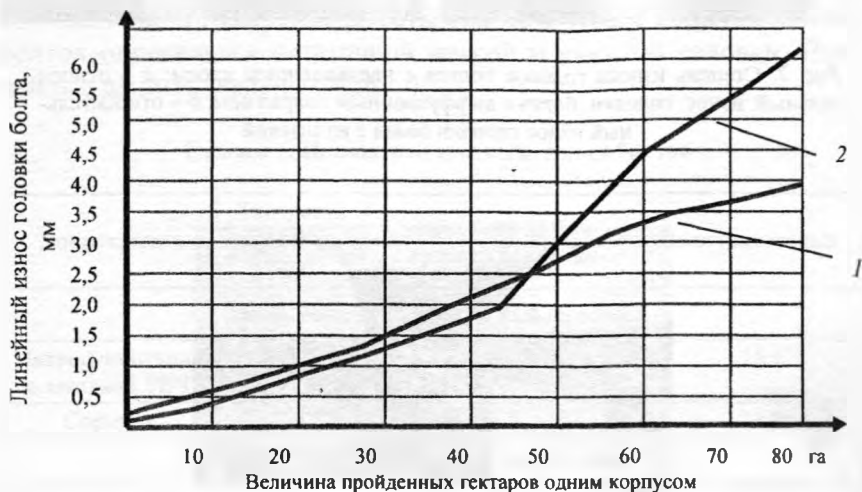


Рис. 10. Абразивная износостойкость головок болтов: 1 – диффузионное покрытие; 2 – наплавка

Контроль линейных параметров головки болта с периодичностью 10 га в течение испытания позволил установить, что наплавка изнашивается меньше, чем диффузионное покрытие на первых этапах работы плуга. Это объясняется высокой твердостью наплавочного материала 55 HRC и структурой наплавленного слоя. Слой на-



плавки составляет всего 1,5 мм, которые стираются уже после 40 га обработки земли, при этом обнажая неупрочненный металл болта твердостью 20 HRC. Именно по этой причине резко повышается износ головок крепежных элементов.

Головки болтов, упрочненные с помощью высокотемпературной нитроцементации и последующей закалкой, в работе в полевых условиях на протяжении 72 га изнашивались равномернее и менее интенсивно, чем наплавка. Это обусловлено равномерным распределением твердости по поверхности и высоте головок болтов. Твердость на головках болтов до испытания составляла 63 HRC.

В полевых испытаниях был также исследован износ болтов, установленных на лемехах корпусов плуга. Это были болты с наплавочным и диффузионным покрытиями. Результаты испытаний представлены на рис. 11.

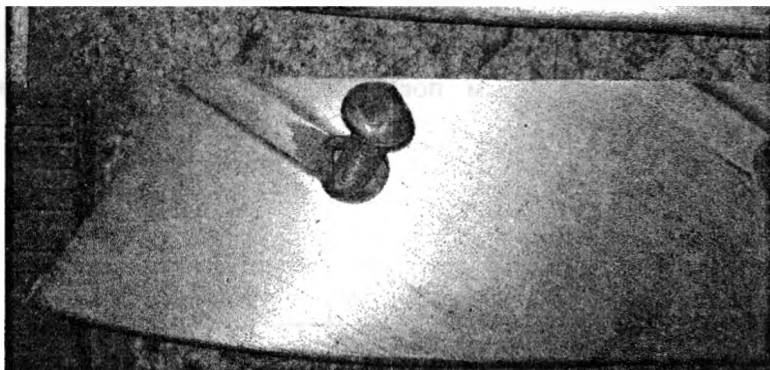


Рис. 11. Степень износа болтов, установленных на лемеха корпуса плуга: а – диффузионное покрытие; б – наплавка

Степень износа болтов, установленных на лемеха корпуса плуга с наплавленным слоем, составляет в среднем 2,9 мм, а с диффузионным покрытием – 1,8 мм. Наплавленный слой изнашивается неравномерно.

В полевых испытаниях использовались болты с наплавкой и диффузионным покрытием для крепления долот к корпусам плуга. Величина износа головок болтов с наплавленным слоем составляет 3,65–6,40 мм, а величина износа головок болтов с диффузионным покрытием – 2,95–3,65 мм от исходной высоты головки болта.

Повышенный износ головки болта с наплавленным слоем можно объяснить сферической формой, которую образует наплавленный слой. Он выступает над поверхностью рабочего элемента плуга, вызывая неравномерное распределение давления абразивных частиц и турбулентное движение земли. В этом случае при работе в полевых условиях наплавленный слой изнашивается интенсивнее, и за ним в теле рабочего элемента плуга образуется участок повышенного износа, что не допустимо (рис. 12).



*Рис. 12.* Износ головки болта, упрочненного наплавкой, после полевых работ

Эту проблему можно решить лишь углублением посадочного отверстия под болт на величину наплавленного слоя, что влечет изменения в конструкторской документации, дополнительные затраты.

Диффузионное покрытие дает ровную поверхность и высокую твердость головок болтов, увеличивает срок эксплуатации крепежных изделий (болтов) без необходимости изменения конструкции рабочих элементов корпусов плугов. В пользу ЭХТО из паст говорит и тот факт, что стоимость обработки одной единицы продукции будет ниже, чем применение наплавки, так как стоимость 1 кг порошка составляет примерно 15 у. е., а 1 кг порошка для нитроцементации стоит 10 у. е. Расход порошков на один болт составляет 20 и 10 г. Следовательно, на один пятикорпусной плуг требуется установка 35 упрочненных болтов и понадобится 700 г порошка

для наплавки стоимостью 10,5 у. е. А для высокотемпературной нитроцементации необходимо 350 г стоимостью 3,5 у. е. Выполненные работы свидетельствуют об эффективности и целесообразности использования высокотемпературной нитроцементации из паст для упрочнения болтов отечественного производства.

Работа выполнена в рамках задания 1.49 ГНТП «Технология машиностроения».

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кидин, И. Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов / И. Н. Кидин. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.
2. Алиев, А. А. Борирование из паст / А. А. Алиев, Л. Г. Ворошнин. – А.: Астраханский гос. техн. ун-т, 2006. – 288 с.
3. Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций / В. Ф. Мазанко [и др.]. – М.: Машиностроение, 2006. – II т. – 323 с.
4. Постников, С. Н. О влиянии внешнего магнитного поля на дислокационные образования в твердых телах / С. Н. Постников, В. П. Сидоров // Прикладные проблемы прочности и пластичности: всесоюз. межвуз. сб. – Горький: ГГУ им. Лобачевского, 1980. – С. 165–168.
5. Изгодин, А. К. Исследование прочностных свойств ферромагнитного сплава Fe-Si-Al в магнитном поле / А. К. Изгодин, Г. А. Шипко // ФММ. – 1983. – Т. 56. – Вып. 6. – С. 1227–1230.
6. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
7. Физические основы электротермического упрочнения стали / В. Н. Гриднев [и др.]. – Киев: Наук. думка, 1973. – 336 с.
8. Восстановление деталей машин: справочник / Ф. И. Пантелесенко [и др.]; под ред. В. П. Иванова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
9. Ткаченко, Г. А. Анализ структурообразования диффузионных слоев из паст с применением нагрева токами высокой частоты / Г. А. Ткаченко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. – 2007. – Т. 2 – С. 204–206.

## СОДЕРЖАНИЕ

### Черная металлургия

<b>Постольник Ю. С.</b> , Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Ратников П. Э., Кондрашева О. А. Прямоточный конвективный нагрев металла.....	3
Марукович Е. И., Маточкин В. А., Стеценко В. Ю. Перспективы применения затопленно-струйных систем охлаждения кристаллизатора и слитка при разливке стали на МНЛЗ .....	12
Тимошпольский В. И., Маточкин А. В., Корнеев С. В. Рациональные режимы выплавки стали в дуговых печах .....	19
Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Кабишов С. М. Снижение химической неоднородности стальных слитков под влиянием электрического тока.....	30
Козлов С. М., Трусова И. А., Вайс Р. Б. Учет окислительной способности печной атмосферы при разработке ресурсосберегающих технологических режимов нагрева кордовой стали в печах патентирования .....	40
Герман М. Л., Плющевский И. Н., Мандель Н. Л., Хлебцевич В. А. Перспектива создания микрометаллургического производства горячекатаных стальных полос.....	46
Тимошпольский В. И., Веденев А. В. Количественный метод оценки геометрического расположения проволок в структуре металлокорда .....	58
Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Фокин А. А. Внепечная обработка стали комплексными модификаторами.....	65
Слуцкий А. Г., Яглов В. Н., Сметкин В. А., Григорьев С. В. Утилизация медьсодержащих шлаков .....	72
Мандель Н. Л., Ратников П. Э., Вайс Р. Б., Малькевич Н. Г. Выбор основных параметров современных горелочных устройств струйного типа, требующих учета при создании инженерных методик нагрева металла .....	79

### Энергетика и энергосбережение в металлургии

Несенчук А. П., Пишник М. Г., Рыжова Т. В., Малькевич Н. Г. Промышленный унифицированный рекуператор на базе модульных элементов «Силал» М-I 115×460×860-05 и «Силал» М-II 230×460×860-1,0 (типоряд М-I и М-II).....	84
Несенчук А. П., Вайс Р. Б., Менделев Д. В., Рыжова Т. В., Маточкин А. В. К выбору температуры печи при расчете лучистого теплообмена в технологической камере .....	93

<i>Ровин Л. Е., Кукуй Д. М., Ровин С. Л.</i> Экономия энергетических и материальных ресурсов в литейном и металлургическом производстве .....	107
<i>Несенчук А. П., Тимошпольский В. И., Герман М. Л., Ракомсин А. П., Рыжова Т. В., Менделев Д. В.</i> Системный подход к модернизации печного хозяйства заготовительного и механосборочного производств.....	129
<i>Константинов В. М., Гурченко П. С., Стефанович В. А., Стрижевская Т. Н.</i> К проблеме энергосбережения и повышения качества термической обработки.....	145

### Литейное производство

<i>В. Ю. Стеценко.</i> Физико-химические механизмы модифицирования алюминиево-кремниевых сплавов.....	151
<i>Кукуй Д. М., Фасевич Ю. Н.</i> Теоретические предпосылки для разработки составов эффективных экзотермических смесей.....	160
<i>Рафальский И. В., Арабей А. В., Киселев С. В., Довнар Г. В.</i> Компьютерный анализ фазовых переходов в интервале кристаллизации заэвтектических силуминов с учетом влияния температурной обработки расплава.....	169
<i>Михальцов А. М., Пивоварчик А. А.</i> Накопление разделительных покрытий на рабочей поверхности технологической оснастки при литье под давлением алюминиевых сплавов .....	179

### Обработка металлов давлением

<i>Исаевич Л. А., Сидоренко М. И., Иваницкий Д. М., Малекян М. М., Мазуренок А. В.</i> Определение критического угла при продольной прокатке полос переменной толщины с нарастающим обжатием .....	190
<i>Качанов И. В., Шарий В. Н.</i> Регистрация кинематических параметров процесса ударного выдавливания стержневых изделий с плакированием торца.....	198
<i>Ложечников Е. Б., Кудин М. В.</i> Прогнозирование точности по толщине проката.....	208
<i>Исаевич Л. А., Иваницкий Д. М., Сидоренко М. И., Малекян М. М.</i> Прокатка полос переменной толщины с регламентированным уширением.....	220
<i>Карпицкий В. С., Карпицкий Ю. В.</i> Усилие и напряжения процесса асимметричной прокатки полос в условиях граничных значений кинематических параметров .....	241
<i>Шиманович И. М., Шиманович О. А.</i> Анализ очага деформации при ротационной вытяжке с утонением шариковыми матрицами планетарного типа .....	245

**Материаловедение и металловедение  
в металлургии**

<b>Ворошин Л. Г.</b> , Менделеева О. Л., Козак В. В. Технология получения и термостойкость сложнелегированных силицидных покрытий на ниобиевых сплавах .....	251
Константинов В. М., Семенченко М. В., Дашкевич В. Г. Исследование структурообразования при получении и наплавке диффузионно-легированной стальной проволоки.....	260
Плющевский И. Н., Шипко А. А. Роль современных технологий литья и прокатки в формировании структуры и свойств горячекатаных полос .....	272
Ковалевский В. Н., Фомихина И. В., Ковалевская А. В., Григорьев С. В., Жуж А. Е., Сачава Д. Г. Комбинированная технология получения композита алмаз – карбид кремния.....	282
Кухарева Н. Г., Галынская Н. А., Бабуль Т., Наконечны А., Сенаторски Г. Влияние параметров процесса карбидизации на износостойкость инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования .....	295
Вейник В. А., Щербakov Э. Д. Повышение жаростойкости и термостойкости углеродистых и легированных сталей методами химико-термической обработки.....	305
Константинов В. М., Стефанович А. В. Исследование возможности получения наплавочных материалов из инструментальных сталей с заданной структурой с использованием ХТО.....	316
Голубцова Е. С., Каледин Б. А., Каледина Н. Б. Влияние способа упрочнения на структуру, прочность и износостойкость стали 60ХФА.....	324
Голубцова Е. С., Каледин Б. А., Каледина Н. Б. Исследование влияния режимов борохромирования на износостойкость узла трения .....	331
Протасевич В. Ф., Кухарева Н. Г. Боротитанированные покрытия на углеродистых сталях.....	336
Ситкевич М. В., Старовойтова Е. М., Кузменко Н. Н. Использование борирования и боросилицирования при различных параметрах для повышения свойств сталей .....	342
Земсков И. В., Филанович И. К., Бибиков А. М. Свойства экспериментальной стали для забойных телеметрических систем бурового оборудования .....	349
Константинов В. М., Ткаченко Г. А., Сушко И. С. Электрохимикотермическая обработка крепежных элементов почвообрабатывающих машин ...	358

Научное издание

**МЕТАЛЛУРГИЯ**

Выпуск 31

Ответственный за выпуск Т. Н. Микулик  
Технический редактор О. В. Дубовик

---

Подписано в печать 09.06.2008.  
Формат 60×84 <sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Бумага офсетная.  
Отпечатано на ризографе. Гарнитура Таймс.  
Усл. печ. л. 27,80. Уч.-изд. л. 17,04. Тираж 150. Заказ 662.

---

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Белорусский национальный технический университет.  
ЛИ № 02330/0131627 от 01.04.2004.  
220013, Минск, проспект Независимости, 65.