

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного
Знамени политехнический институт

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК

ВЫПУСК 21

Минск
"Вышэйшая школа"
1987

Главный редактор
Л.С. Ляхович, *доктор технических наук*

Редакционный совет:

Е.И. Бельский, И.И. Гурдус, Н.П. Жмакин, Л.С. Ляхович, П.А. Пархутик,
А.В. Степаненко, В.И. Харитонович, Д.Н. Худокормов

Ответственный за выпуск И.Г. Добровольский

Излагаются результаты научных исследований в области металловедения, литейного производства, обработки металлов давлением и термической их обработки.

Предназначен для ИТР, научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

М 2601000000-062 143-87
МЗ04 (03) - 87

УДК 536.12.621:539

А.В. СТЕПАНЕНКО, д-р техн. наук,
В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, канд.техн.наук,
И.А. ТРУСОВА, В.А. ХЛЕБЦЕВИЧ (БПИ),
Е.А. МИЛЬМАН, канд.техн.наук (ДМК)

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК ИЗ ОСЕВОЙ СТАЛИ

При получении сплошных и полых вагонных осей методом поперечно-винтовой прокатки особого внимания заслуживают вопросы прогнозирования напряженного состояния цилиндрических заготовок. Наряду с математическими моделями напряженно-деформированного состояния заготовки в процессе пластической деформации несомненный интерес представляет моделирование предварительного теплового нагружения, т.е. анализ термоупругопластичности черновых осей при нагреве и термической обработке под последующую прокатку или прошивку.

В данной работе приведены новые математические зависимости для вычисления термических напряжений при нагреве (охлаждении) заготовок вагонных осей. Полученные соотношения базировались на решении температурной задачи методом эквивалентных источников [1].

Ввиду непродолжительности инерционного этапа (диаметр обрабатываемых заготовок не превышает 0,3 м) рассматривался упорядоченный период нагрева (прогрев заготовки по всему сечению). Таким образом, можно использовать идею метода мгновенного регулярного процесса [2]. Расчетная схема возникновения упругих и пластических термических напряжений приведена на рис. 1.

Ценность предлагаемых расчетных зависимостей — в учете термофизических и физико-механических нелинейностей в исходной краевой задаче. При решении задачи термоупругости использован метод возмущений.

При нагреве осевых заготовок температурная функция имеет вид [3]

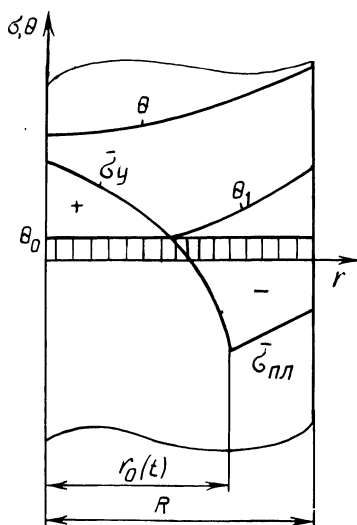


Рис. 1. Схема температурных полей и упругопластических напряжений при тепловой обработке заготовок из осевой стали.

$$\theta(\rho, \tau) = \frac{1}{\epsilon_\lambda} \left[\sqrt{\kappa(\theta_n) + W(\theta_n)\rho^2} - 1 \right]. \quad (1)$$

Время, соответствующее данному значению $\theta(\rho, \tau)$, определяется из трансцендентного уравнения:

$$\sum_{i=1}^4 a_i [\varphi_i(\theta_n) + \varphi_i(\theta_n^0)] = 2(\text{Sk} + \text{Bi})(\tau - \tau_0), \quad (2)$$

где

$$\varphi_1 = \frac{1}{2} [\text{arth} \theta_n(\tau) + \text{arctg} \theta_n(\tau)];$$

$$\varphi_2 = \frac{1}{2} [\text{arth} \theta_n(\tau) - \text{arctg} \theta_n(\tau)];$$

$$\varphi_3 = \frac{1}{4} \ln \frac{1 + \theta_n^2(\tau)}{1 - \theta_n^2(\tau)}; \quad \varphi_4 = -\frac{1}{4} \ln [1 - \theta_n^4(\tau)];$$

$$a_1 = 1 - \frac{\epsilon_c - \epsilon_\lambda}{3(1 - \epsilon_\lambda^4)} (4\epsilon_\lambda^2 \text{Sk} - \text{Bi}); \quad a_2 = -\frac{4(\epsilon_c - \epsilon_\lambda)\text{Sk} + (1 - \epsilon_c\epsilon_\lambda^3)\text{Bi}}{3(1 - \epsilon_\lambda^4)};$$

$$a_3 = \epsilon_c - \frac{4\epsilon_\lambda(\epsilon_c - \epsilon_\lambda)\text{Sk} - (\epsilon_c - \epsilon_\lambda^3)\text{Bi}}{3(1 - \epsilon_\lambda^4)};$$

$$a_4 = \frac{4(1 - \epsilon_c\epsilon_\lambda^3)\text{Sk} - \epsilon_\lambda(1 - \epsilon_c\epsilon_\lambda)\text{Bi}}{3(1 - \epsilon_\lambda^4)}$$

Упругие напряжения по сечению осевой заготовки:
радиальные

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_r^{\text{упр}} = & \frac{C}{\epsilon_\lambda} \left\{ 1 + \frac{\epsilon_E}{\epsilon_\lambda} [U(\rho) - 1] \right\} \left\{ \frac{\epsilon_a}{4\epsilon_a} W(\theta_n)(\rho_0^2 - \rho^2) + \right. \\ & + \frac{1 - \epsilon_a/\epsilon_\lambda}{3W(\theta_n)} \left\{ \frac{1}{\rho_0^2} [U^3(\rho_0) - U^3(0)] - \frac{1}{\rho^2} [U^3(\rho) - \right. \\ & \left. \left. - U^3(0)] \right\} \right\} + \left(1 + \frac{D}{\epsilon_\lambda} \right) \ln \rho - \frac{D}{\epsilon_\lambda} \left\{ U(1) - U(\rho) + \frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)}}{2} [J(1) - \right. \\ & \left. - J(\rho)] \right\}; \end{aligned} \quad (3)$$

тангенциальные

$$\bar{\sigma}_\theta^{\text{упр}} = \frac{C}{\epsilon_\lambda} \left[1 + \frac{\epsilon_E}{\epsilon_\lambda} (U(\rho) - 1) \right] \left\{ \frac{\epsilon_a}{4\epsilon_a} W(\theta_n)(\rho_0^2 - 3\rho^2) + \right.$$

$$\begin{aligned}
& + \frac{1 - \epsilon_a / \epsilon_\lambda}{3W(\theta_n)} \left\{ \frac{1}{\rho_0^2} [U^3(\rho_0) - U^3(0)] + \frac{1}{\rho^2} [U^3(\rho) - U^3(0)] - \right. \\
& \left. - 3W(\theta_n) U(\rho) \right\} + \left(1 + \frac{D}{\epsilon_\lambda}\right) \ln \rho - \frac{D}{\epsilon_\lambda} \left\{ U(1) - U(\rho) + \right. \\
& \left. + \frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)}}{2} [J(1) - J(\rho)] \right\}. \quad (4)
\end{aligned}$$

Пластические напряжения:
радиальные

$$\begin{aligned}
\bar{\sigma}_r^{np} = & \left(1 + \frac{D}{\epsilon_\lambda}\right) \ln \rho - \frac{D}{\epsilon_\lambda} \left\{ U(1) - U(\rho) + \frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)}}{2} [J(1) - \right. \\
& \left. - J(\rho)] \right\}; \quad (5)
\end{aligned}$$

тангенциальные

$$\begin{aligned}
\bar{\sigma}_\theta^{np} = & \left(1 + \frac{D}{\epsilon_\lambda}\right) (\ln \rho - 1) - \frac{D}{\epsilon_\lambda} \left\{ U(1) - 2U(\rho) + \right. \\
& \left. + \frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)}}{2} [J(1) - J(\rho)] \right\}. \quad (6)
\end{aligned}$$

Граница пластической зоны определяется из условия неразрывности тангенциальных напряжений в точке сопряжения упругой и пластических зон:

$$\begin{aligned}
& \frac{C}{\epsilon_\lambda} \left\{ 1 + \frac{\epsilon_E}{\epsilon_\lambda} [U(\rho_0) - 1] \right\} \left\{ - \frac{\epsilon_a}{2\epsilon_\lambda} W(\theta_n) \rho_0^2 + \right. \\
& \left. + \frac{1 - \epsilon_a / \epsilon_\lambda}{3W(\theta_n)} \left[\frac{2}{\rho_0^2} U^3(\rho_0) - 1 \right] - U^3(0) - 3W(\theta_n) U(\rho_0) \right\} = \\
& = - \left\{ 1 - \frac{D}{\epsilon_\lambda} [U(\rho_0) - 1] \right\}. \quad (7)
\end{aligned}$$

В выражениях (1)...(7) приняты следующие обозначения: $\theta(\rho, \tau) = T(r, t) / T_c$ — безразмерная температура; $T(r, t)$ — текущая температура; T_c — температура среды; $\rho = r/R$ — безразмерная координата; r — текущая координата; R — радиус заготовки; $\epsilon_\lambda, \epsilon_c$ — теплофизические константы; $\epsilon_a, \epsilon_E, D$ — термомеханические константы; θ_n — температура поверхности; $Sk = \sigma_B T_c^3 R / \lambda$, $Vi = \alpha R / \lambda$ — числа Старка и Био;

$$U(0) = \sqrt{\kappa(\theta_n)}; \quad U_1 = \sqrt{\kappa(\theta_n) + W(\theta_n)};$$

$$U(\rho) = \sqrt{\kappa(\theta_n) + W(\theta_n)\rho^2}; \quad U(\rho_0) = \sqrt{\kappa(\theta_n) + W(\theta_n)\rho_0^2};$$

$$J(1) = \begin{cases} \ln \left[\frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)} - U(1)}{\sqrt{\kappa(\theta_n)} + U(1)} \right]; \\ \ln \left[\frac{U(1) - \sqrt{\kappa(\theta_n)}}{U(1) + \sqrt{\kappa(\theta_n)}} \right]; \end{cases} \quad J(\rho) = \begin{cases} \ln \left[\frac{\sqrt{\kappa(\theta_n)} - U(\rho)}{\sqrt{\kappa(\theta_n)} + U(\rho)} \right]; \epsilon_\lambda > 0; \\ \ln \left[\frac{U(\rho) - \sqrt{\kappa(\theta_n)}}{U(\rho) + \sqrt{\kappa(\theta_n)}} \right]; \epsilon_\lambda < 0. \end{cases}$$

Таким образом, получена полная картина термонапряженного состояния осевой заготовки перед пластической деформацией. По известным соотношениям между компонентами тензора напряжений и тензора деформаций [4] можно получить информацию о деформированном состоянии вагонных осей.

С использованием алгоритма (1) ... (7) были выполнены расчеты термоупругопластичности осевых сталей для заготовок диаметром 0,23 м и длиной 2 м из стали ОСВ при следующих значениях входящих в выражения величин: $S_k = 0,365$; $V_i = 0,142$; $\epsilon_\lambda = -0,597$; $\epsilon_c = 0,513$; $\epsilon_E = -0,749$; $\epsilon_a = 1,216$; $\epsilon_k = 0$.

Доказано, что при тепловой обработке деталей из осевой стали необходимо учитывать пластические деформации. При наличии упругой и пластической зон по сечению цилиндра $|\bar{\sigma}^{np}|$ и $|\bar{\sigma}^{пл}|$ имеют место абсолютные значения одного порядка.

ЛИТЕРАТУРА

1. П о с т о л ь н и к Ю.С. Температурный расчет пластинки и цилиндра, нагреваемых одновременно излучением и конвекцией // ИФЖ. — 1969. — Т. XVI. — № 6. — С. 1082—1086.
2. Г о л ь д ф а р б Э.М. Теплотехника металлургических процессов. — М., 1967. — 467 с.
3. П о с т о л ь н и к Ю.С., Т и м о ш о л ь с к и й В.И., С и ч е в о й А.П. Анализ технологии нагрева металла в пламенных печах // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1979. — № 2. — С. 110—113.
4. К а ч а н о в Л.М. Основы теории пластичности. — М., 1956. — 323 с.

УДК 621.983

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд.техн.наук (БПИ),
В.И. ЗАДОРЖНЫЙ,
В.С. ШЛЯХОВОЙ, канд.техн.наук

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРУЖИЕНИЯ И ОСТАТОЧНОЙ КРИВИЗНЫ ПЛАСТИЧЕСКИ ИЗОГНУТОЙ ТРУБЧАТОЙ ЗАГОТОВКИ

Традиционная технология изготовления одновитковых манометрических пружин (трубок Бурдона) предусматривает профилирование поперечного сечения исходной трубчатой заготовки и последующий изгиб полученной трубки до заданной кривизны. Если профилирование принципиальных затруднений не вызывает, то пластический изгиб тонкостенной оболочки связан с потерей ус-

тойчивости и с искажением формы ее поперечного сечения. Использование для повышения устойчивости деформируемой оболочки различного рода наполнителей приводит к трудоемким вспомогательным операциям.

Способ формообразования манометрической пружины из круглой трубы, совмещающий обе указанные операции пластического деформирования, при известных условиях позволяет изготавливать подобные детали без наполнителя, однако имеет существенные технологические ограничения.

Прогрессивная технология изготовления вышеуказанных деталей [1] предполагает разделение формообразующих операций и выполнение их в определенной последовательности. При этом на первом этапе осуществляется пластический изгиб трубчатой заготовки (без наполнителя) до заданного радиуса кривизны. Для получения требуемого радиуса с достаточно высокой точностью необходимо определять упругое пружинение после снятия внешней нагрузки.

Известное решение, основанное на использовании теоремы о разгрузке А.А. Ильюшина и линейно-степенного закона упрочнения, дает следующее выражение для определения фиктивной величины (кривизны) κ'_0 , на которую уменьшается созданная в активной стадии деформирования кривизна κ_0 нейтральной линии пластически изогнутого элемента вследствие пружинения материала при разгрузке [2]:

$$\kappa'_0 = \kappa_0 \frac{I_{упр}}{I} + \kappa_0^n \frac{K_n I_{пл}}{EI}.$$

В нашем случае κ_0 представляет собой кривизну гибочного шаблона, которая определяется как сумма конечной и фиктивной кривизны изготавливаемой детали.

Конечная кривизна

$$\kappa_k = \kappa_0 \left[1 - \left(\frac{I_{упр}}{I} + \kappa_0^{n-1} \frac{K_n I_{пл}}{EI} \right) \right],$$

где $I_{упр} = \int_{F_{упр}} y^2 dF$ — момент инерции упругодеформированной зоны сечения относительно нейтральной оси; $I_{пл} = \int_{F_{пл}} y^{n+1} dF$ — приведенный момент

инерции пластически деформированных зон поперечного сечения относительно нейтральной оси; $I = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{64}$ — собственный момент инерции поперечного сечения трубчатой заготовки; E — модуль нормальной упругости; K_n —

приведенный модуль пластичности, $K_n = b_i^n / a_i K$; K и n — константы кривой упрочнения, выражаемые через основные механические характеристики, известные по стандартным испытаниям металла на растяжение; $K = \sigma_B / \epsilon_B^n$; $n =$

$\lg \frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2}} / \lg \frac{\epsilon_B}{\epsilon_{0,2}}$; a_i, b_i — коэффициенты, определяющие влияние напряженно-деформированного состояния на модуль пластичности материала.

Для трубчатой заготовки круглого сечения

$$I_{\text{упр}} = 2 \int_0^{y_p} b(y) y^2 dy; \quad I_{\text{пл}} = 2 \int_{y_p}^{r_H} b(y) y^{n+1} dy,$$

где y_p — ордината границы зон упругой и пластической деформации по высоте сечения, определяемая из выражения

$$y_p = \pm \epsilon_p / \kappa_0 = \pm \rho_0 \epsilon_p,$$

которое можно записать в виде

$$\frac{y_p}{d_0/2} = \pm \frac{\rho_0}{d_0/2} \epsilon_p,$$

где d_0 — диаметр трубчатой заготовки.

При изготовлении манометрических пружин указанным выше способом

$\frac{\rho_0}{d_0/2}$ составляет 6...12,5.

С достаточной степенью точности можно считать, что все поперечное сечение по высоте трубчатой заготовки деформируется пластически, т.е. $2y_p/d_0 = 0$. Ошибка при этом допущении не будет превышать 7%.

Таким образом, момент инерции упругодеформированной зоны сечения относительно нейтральной оси становится равным нулю ($I_{\text{упр}} = 0$), а выражение приведенного момента инерции пластически деформированных зон поперечного сечения относительно нейтральной оси после ряда преобразований [2] примет вид

$$I_{\text{пл}} = 4 \int_{y_p}^{r_H} \sqrt{r_H^2 - y^2} y^{n+1} dy - 4 \int_{y_p}^{r_B} \sqrt{r_B^2 - y^2} y^{n+1} dy =$$

$$= c_n (r_H^{n+3} - r_B^{n+3}),$$

где $c_n = \frac{4}{n+2} - \frac{2}{n+4} - \frac{1}{2(n+6)} - \frac{1}{4(n+b)}$; $r_H = \frac{d_0}{2}$; $r_B = \frac{d_0}{2} - s$; s — толщина трубчатой заготовки.

В нашем случае при $I_{\text{упр}} = 0$ конечная кривизна изогнутой трубчатой заготовки

$$\kappa_{\kappa} = \kappa_0 \left(1 - \kappa_0^{n+1} \frac{K_{\text{п}} I_{\text{пл}}}{EI} \right) = \kappa_0 \left[1 - \kappa_0^{n+1} \frac{K_{\text{п}} c_n}{EI} (r_H^{n+3} - r_B^{n+3}) \right].$$

Коэффициенты a_i и b_i определяются через соотношения компонент напряжения и деформации для конкретного напряженно-деформированного состояния материала:

$$a_i = \sqrt{1 - a_2 + a_2^2 - a_2 a_3 - a_3 + a_3^2};$$

$$b_i = \frac{2}{3} \sqrt{1 - b_2 + b_2^2 - b_2 b_3 - b_3 + b_3^2},$$

где a_2, a_3, b_2, b_3 — коэффициенты пропорциональности: $a_2 = \sigma_2/\sigma_1, a_3 = \sigma_3/\sigma_1, b_2 = \epsilon_2/\epsilon_1, b_3 = \epsilon_3/\epsilon_1$, определяемые с учетом $\sigma_1 = \sigma_l; \sigma_2 = \sigma_s; \sigma_3 = \sigma_\theta, \epsilon_1 = \epsilon_l; \epsilon_2 = \epsilon_s; \epsilon_3 = \epsilon_\theta$; индексы l, s, θ соответствуют координатам в цилиндрическом направлении, по толщине стенки и в окружном направлении трубчатой заготовки.

Изгиб трубчатых заготовок при изготовлении манометрических пружин без наполнителя осуществляется методом навивки, при этом зона деформации оказывается жестко зафиксированной между ручьями гибочного шаблона и прижимного ролика. Это позволяет осуществлять изгиб заготовки без искажения ее поперечного сечения.

Установлено, что $\epsilon_l = -\epsilon_s$ и, следовательно, $\epsilon_\theta = 0$. Данное соотношение компонентов деформации при пластическом изгибе труб может быть выполнено только при соотношениях компонентов напряжения $\sigma_\theta = 0,5\sigma_l, \sigma_s = 0$, что позволяет достаточно просто определить коэффициенты a_l и b_l , используя вышеприведенные выражения, и оценить конечную кривизну пластически изогнутой трубчатой заготовки.

Расчет выполнен применительно к решению конкретной технологической задачи изготовления манометрических пружин манометров МТП1-4, выпускаемых Казанским ПО "Теплоконтроль". Основные механические характеристики сплава 156 (ТУ 48-21-363-79) трубчатых заготовок, а также константы кривой упрочнения приведены в табл. 1. Наряду с мягким состоянием материала исследовано полутвердое, при котором появляется возможность существенно повысить устойчивость изгибаемой тонкостенной трубчатой заготовки при условии сохранения материалом необходимой пластичности.

Конечные значения кривизны нейтральной оси изогнутых трубчатых заготовок вычислены для различных пружин манометров МТП1-4 при давлениях от 0,1 до 2,5 МПа. Результаты расчетов приведены в табл. 2 (в числителе — для мягкого состояния материала, в знаменателе — для твердого; $d_0 = 8$ мм).

Полученные результаты на рис. 1 представлены в виде зависимостей радиуса гибочного шаблона от конечного радиуса изгиба детали при разных состояниях материала трубчатых заготовок. Анализ показал, что влияние изменения толщины трубчатых заготовок на конечную кривизну детали не существенно.

Табл. 1. Механические характеристики сплава 156 (латунь ЛАНКМц)

Состояние материала	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	E , МПа	ϵ_B , %	$\epsilon_{0,2}$, %	n	K , МПа
Мягкое	400...500	220...250	(1,2...1,3)10 ⁵	40...60	0,4	0,134	490
Полутвердое	550...650	330...370		10...20	0,6	0,164	820

Табл. 2. Конечная кривизна нейтральной оси изогнутых трубчатых заготовок κ_k

Толщина трубчатой заготовки, мм	Кривизна гибочного шаблона κ_0 , 1/мм				
	0,02	0,022	0,025	0,0286	0,033
0,2	$\frac{0,01892}{0,01834}$	$\frac{0,0209}{0,02031}$	$\frac{0,0239}{0,02328}$	$\frac{0,02746}{0,02683}$	$\frac{0,03183}{0,03119}$
	0,3	$\frac{0,0189}{0,01832}$	$\frac{0,02088}{0,02029}$	$\frac{0,02387}{0,02326}$	$\frac{0,02744}{0,02681}$
0,4		$\frac{0,01888}{0,0183}$	$\frac{0,02087}{0,02027}$	$\frac{0,02385}{0,02324}$	$\frac{0,02743}{0,02679}$

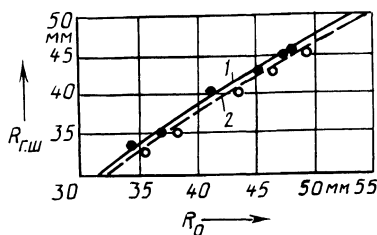


Рис. 1. Зависимость радиуса гибочного шаблона от конечного радиуса изгиба при разных состояниях материала трубчатых заготовок: 1 — мягкое; 2 — твердое (точками нанесены данные эксперимента)

Расчетные и фактические данные совпадают. Максимальная погрешность расчетных значений не превышает 10 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Изготовление тонкостенных оболочек двойной кривизны путем разделения формообразующих операций // И.Г. Добровольский, В.И. Задорожный, Г.Е. Зверьков, В.С. Шляховой // Высокопроизводительные металлосберегающие процессы обработки металлов: Тезисы докл. республ. научн.-техн. конф. — Кишинев, 1984. — С. 123—125. 2. Лысов М.Н. Теория и расчет процессов изготовления деталей методами гибки. — М., 1966. — 262 с.

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (БПИ),
В.И. МОЗАЛЬКОВ (НИИтехноприбор, Смоленск)

ПОЛУЧЕНИЕ ГИБКИХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКОЙ

Интенсивное развитие ряда отраслей промышленности требует резкого увеличения выпуска электрических исполнительных механизмов (ЭИМ), одним из основных узлов которых является герметичная зубчатая волновая передача, отличающаяся по сравнению с используемыми более высокой точностью, жесткостью, нагрузочной способностью и циклопрочностью. Однако использование указанных передач в современном оборудовании ограничено из-за сложности изготовления гибкого зубчатого колеса, определяющего их эксплуатационные характеристики.

Дальнейшее совершенствование технологии производства элементов ЭИМ на базе существующих традиционных решений [1] позволяет лишь частично

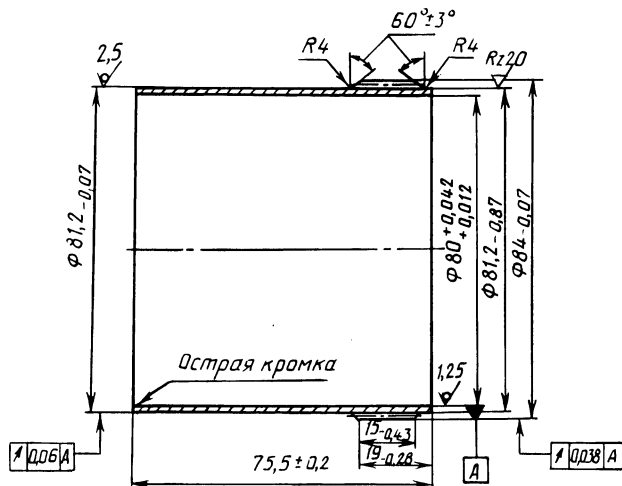


Рис. 1. Звено гибкое зубчатого колеса ($m = 0,4$; $z = 205$) волновой передачи (материал — сталь 30ХГСА)

решить поставленную задачу. Наиболее прогрессивным способом изготовления тонкостенных оболочек типа гибкого зубчатого колеса волновой передачи является ротационная внутренняя вытяжка с утонением планетарными головками, оснащенными сферическими давящими элементами, имеющими контакт с облойной головки [2].

Указанный способ позволяет обеспечить необходимую точность звеньев гибких зубчатых колес (рис. 1) путем получения за один технологический прием (проход) зубчатого венца и упругой тонкостенной цилиндрической оболочки („юбки“ колеса) с одинаковыми (сквозными) внутренними диаметра-

ми. В этом случае исходная ступенчатая трубчатая заготовка размещается с упором ее утолщенной части в соответствующий кольцевой выступ внутренней полости матрицы, снабженной оформляющим зубчатым венцом, и подвергается ротационному деформированию при введении внутрь нее планетарной головки (раскатника). Ротационная обработка заготовки осуществляется при последовательном винтовом перемещении локализованных очагов деформации, образуемых каждым давящим элементом раскатника.

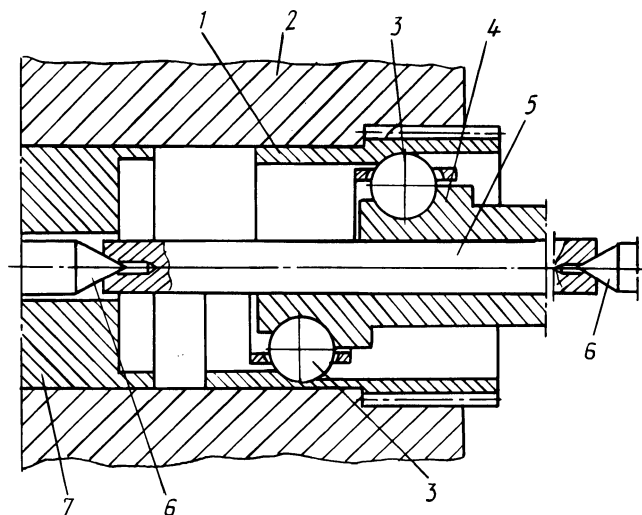


Рис. 2. Получение гибкого зубчатого звена ротационной вытяжкой, сочетающей деформирование заготовки по прямой и обратной схемам

Способ иллюстрируется схемой (рис. 2), на которой для наглядности совмещены стадии ротационного выдавливания из ступенчатой трубчатой заготовки 1 зубчатого венца колеса (верхняя половина рисунка) и ротационной вытяжки "юбки" гибкого колеса (нижняя половина). Полая специальная матрица 2 имеет внутренний формообразующий мелко модульный зубчатый венец и гладкую калибрующую полость.

Рассматриваемый способ обработки внутренних поверхностей планетарными многошариковыми головками с принудительным вращением заготовки, закрепленным сепаратором и свободно вращающейся обоймой [2] является с точки зрения кинематики оптимальным. Осуществляя вращение матрицы, за счет принудительной осевой подачи раскатника 4, производят внедрение его давящих элементов (шариков) 3 в материал заготовки. Этим обеспечивается оформление (выдавливание) зубьев зубчатого венца получаемого звена гибкого колеса при обратной схеме деформирования исходной ступенчатой заготовки до границы перепада ее диаметров и дальнейшая ротационная вытяжка "юбки" звена колеса при прямой схеме деформирования за один и тот же технологический проход.

В процессе внедрения давящих элементов и ротационной обработки поверхностей осевая подача предварительно строго выставленного раскатника 4 осуществляется по оправке 5, в свою очередь точно выставленной и жестко закрепленной в центрах 6 (переднем и заднем), гарантирующих высокую геометрическую точность и минимальную разность полученного изделия.

По завершении обработки раскатник 4 (за счет обратной подачи) выводится из полости полученного звена гибкого колеса. Последнее удаляется из полости матрицы при помощи выталкивателя 7.

К преимуществам предлагаемого способа получения гибких зубчатых колес волновых передач относятся: возможность обеспечения точностных геометрических и размерных характеристик гибкого колеса; увеличение более чем в 2 раза надежности гибкого колеса за счет его высокой циклической прочности; управление физико-механическими свойствами изделия (как в зубчатом венце, так и в "юбке"), варьированием параметров процесса холодного ротационного пластического деформирования и размеров исходной заготовки при условии обеспечения необходимых свойств основных элементов гибкого зубчатого колеса и высокого качества изделия; получение большего зубчатого венца колеса, чем формообразующий участок матрицы; возможность существенного повышения надежности редукторов волновых передач за счет значительного повышения эксплуатационных характеристик гибкого колеса, являющегося самой ответственной и трудоемкой деталью волнового редуктора.

Получение гибких зубчатых колес разработанным способом реализовано на токарно-револьверном полуавтомате 1П371, шпиндель которого оснащен цилиндрической матрицей с мелкомодульным участком, размещенной в маслоприемнике. Револьверный суппорт станка имеет раскатники первого и второго перехода. В нем же устанавливается и оправка для съема готовой детали (способ реализован по более простой схеме с использованием консольных раскатных устройств). Подобное упрощение схемы не сказывается на точности получаемого гибкого звена зубчатого колеса ввиду достаточной жесткости раскатника и особенностей его конструктивного исполнения.

Испытания гибких зубчатых колес, полученных предложенным методом, показали существенное увеличение их циклопрочности и как следствие повышение в 2..., 2,5 раза ресурса ЭИМ. Разработанный способ позволяет отказаться от получения гибких зубчатых колес волновых передач методом резания, увеличить коэффициент использования металла, обеспечивает значительный народнохозяйственный эффект.

ЛИТЕРАТУРА

1. Добровольский И.Г., Шаповалов В.И., Шелканов В.Г. Получение гибких колес волновых передач методом ротационного выдавливания // *Металлургия*. — Минск, 1979. — Вып. 13. — С. 117—119.
2. Добровольский И.Г., Мозалько в В.И. Особенности кинематики ротационной обработки шариковыми головками внутренних поверхностей // *Металлургия*. — Минск, 1984. — Вып. 18. — С. 6—9.

УСЛОВИЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ЗАКРУЧИВАНИЯ ЗАГОТОВКИ В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ С ПЕРЕКАТЫВАНИЕМ

При волочении заготовки с перекатыванием между плоскими рабочими поверхностями инструмента [1] в очаге деформации происходит ее интенсивное закручивание, которое может привести к разрушению заготовки и не позволяет использовать этот способ для волочения малопластичных материалов. Очевидно, что степень закручивания заготовки, протягиваемой между подвижными поверхностями инструмента, зависит от соотношения диаметров заготовки и готового изделия и достигает максимума в зоне нейтрального сечения, диаметр которого является диаметром подвижной центроиды и определяется как

$$d_n = d_0 \frac{|\bar{v}_1| - |\bar{v}_2|}{|\bar{v}_1| + |\bar{v}_2|},$$

где d_0 — диаметр заготовки; v_1 и v_2 — скорость соответственно первой и второй частей инструмента.

Очевидно также, что при равенстве скоростей v_1 и v_2 и перекатывании по дуге с радиусом $R = d_0 / \operatorname{tg} \alpha$ (α — угол захода) заготовка в зоне деформации представляет собой аксoid, перекатывающийся без скольжения по рабочим поверхностям инструмента. Скручивание заготовки при этом отсутствует. При реализации данного условия геометрия инструмента определяется размерами заготовки, что исключает получение изделий различного диаметра, а также обработку одновременно нескольких заготовок.

Рассмотрим условия предотвращения закручивания заготовки в процессе ее волочения с перекатыванием через кольцевой зазор, образованный коническими поверхностями втулки и скалки с углами конусности соответственно β и γ (рис. 1).

Поскольку мгновенная ось вращения заготовки является медианой треугольника OBD , где BD — диаметр профиля, то $OB = OD$. Из геометрических соотношений

$$OD = \frac{MD}{\sin \gamma}, \quad OB = \frac{NB}{\sin \beta}.$$

Таким образом,

$$\frac{MD}{\sin \gamma} = \frac{NB}{\sin \beta} \quad \text{или} \quad \frac{MD}{NB} = \frac{\sin \gamma}{\sin \beta}. \quad (1)$$

Умножая правую и левую части уравнения (1) на отношение угловых скоростей вращения скалки и втулки, получим

$$\frac{\omega_c}{\omega_B} \frac{MD}{NB} = \frac{\omega_c}{\omega_B} \frac{\sin \gamma}{\sin \beta} \quad (2)$$

Здесь MD не что иное, как текущий радиус скалки, а $\omega_c \cdot MD$ — линейная скорость скалки в точке D . Аналогично $\omega_B \cdot NB$ — линейная скорость втулки в точке B .

Для устранения закручивания в местах контакта рабочих поверхностей волокна с заготовкой необходимо, чтобы линейные скорости в этой зоне были

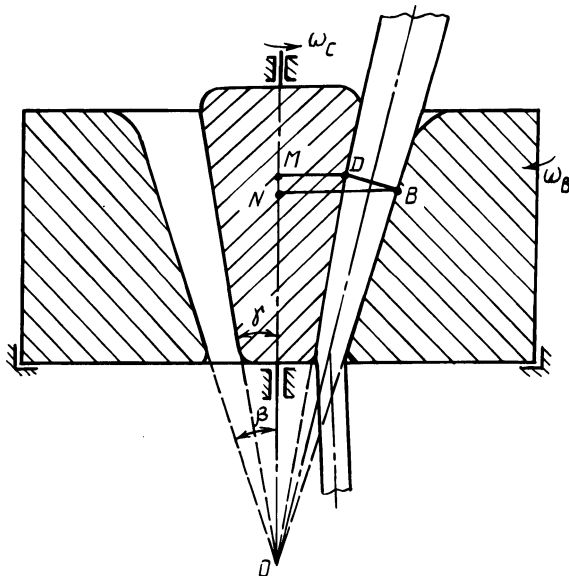


Рис. 1. Схема волочения заготовки с перекачиванием через кольцевой зазор

одинаковыми по всей длине очага деформации. Отсюда следует, что условие отсутствия закручивания запишется в виде

$$\frac{\omega_c}{\omega_B} \frac{MD}{NB} = 1, \quad (3)$$

Из выражения (2) с учетом (3) получим

$$\frac{\omega_c}{\omega_B} \frac{\sin \gamma}{\sin \beta} = 1.$$

Таким образом, волочение происходит без закручивания, если отношение угловых скоростей вращения скалки и втулки составляет

$$\frac{\omega_B}{\omega_c} = \frac{\sin \gamma}{\sin \beta} \quad (4)$$

Из совпадения вершин конических поверхностей вытекает, что отношение синусов углов конусностей инструмента, входящее в правую часть приведенно-

го уравнения (4), не превышает единицы и изменяется в пределах $0 < \sin\gamma/\sin\beta < 1$. Для выполнения условия перекачивания без закручивания необходимо, чтобы и левая часть изменялась в тех же пределах — от 0 до 1.

Так как левая часть уравнения (4) представляет собой коэффициент рас-согласования угловых скоростей ($K = \omega_v/\omega_c$), определим пределы его изменения: нижний должен быть отличен от нуля, иначе внутренняя коническая поверхность обращается в цилиндрическую; верхний должен быть меньше единицы, иначе отсутствует рабочий зазор.

Полученные условия волочения без закручивания позволяют расширить технологические возможности процесса и могут использоваться при получении микропровода из разных металлов, в том числе и малопластичных.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.с. 1061875 (СССР). А.В. Степаненко, В.Г. Войтов. Способ волочения микропровода и устройство для его осуществления.

УДК 621.983.321/324

В.И. ПИЛИПЕНКО, В.А. ВАРАВИН, канд.техн.наук,
В.И. ЛЮБИМОВ, канд.техн.наук (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СОСТАВНОЙ ЗАГОТОВКИ НА ПРЕДЕЛЬНУЮ СТЕПЕНЬ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ВЫТЯЖКЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Получение многослойных изделий методом комбинированной вытяжки возможно как деформированием составной заготовки, так и отдельным послойным деформированием. В настоящей работе рассмотрено влияние компо-ненты составной заготовки, соотношения механических свойств и толщин составляющих ее компонентов на предельную степень формоизменения двух-слойных изделий при комбинированной вытяжке (табл. 1).

Исходная толщина пакета составляла $S_{0n} = 1,41...1,43$ мм. Перед вытяж-кой межслойные поверхности заготовок пакета обезжировали ацетоном, а на поверхность, обращенную к матрице, наносили смазочный материал "Голь-вив" (ТУ 205 БССР). Заготовки в пакете ориентировали таким образом, чтобы направления образования впадин в одной из них совпадали с направлениями образования фестонов в другой. Для обеспечения оптимального разделения процесса вытяжки на стадии независимо от исходного диаметра пакета исполь-зовали составную матрицу [1] с диаметром калибрующего пояска 33 мм и углом конусности 13° . Предельные степени вытяжки и утонения пакета опре-деляли по методике С.А. Валиева [1]. Критерием достижения предельной сте-пени деформации пакета являлся обрыв наружного слоя.

Экспериментальные исследования показали, что с ростом степени утоне-ния K_s пакета предельная степень его вытяжки K_{dn} вначале остается постоян-ной, а затем уменьшается, а предельная степень утонения K_{sn} , при которой происходит переход в область непрерывного уменьшения K_{dn} , практически со-

Табл. 1. Характеристика составных пакетов

Композиция пакета		Условное обозначение пакета	Соотношение		
Наружный слой	Внутренний слой		исходных толщин $S_{от}/S_{ом}$	пределов текучести $\sigma_{Т.Т.}/\sigma_{Т.М.}$	коэффициентов упрочнения n_T/n_M
Сталь 08кп	Алюминий АДН (отожженный)	$C + A_O$	1,04	3,0	1,42
Алюминий АДН (отожженный)	Сталь 08кп	$A_O + C$			
Сталь 08кп	Алюминий АДН	$C + A$		1,35	2,97
Алюминий АДН	Сталь 08кп	$A + C$			

Примечание: индексом "т" обозначены характеристики материала твердого слоя, "м" — мягкого.

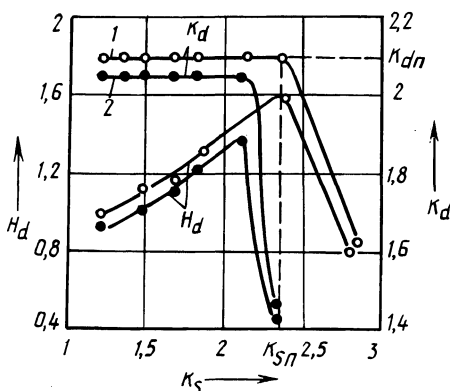


Рис. 1. Изменение степени вытяжки пакетов K_d и относительной высоты изделий H_d в зависимости от степени утонения:
1 — $C + A_O$; 2 — $A_O + C$

ответствует максимальной относительной высоте изделия H_d (рис. 1). При этом значение предельной степени утонения $K_{сп}$ зависит от соотношения механических свойств материалов слоев и компоновки пакета (табл. 2).

Характерной особенностью формоизменения составного пакета является неравномерность деформации слоев в зоне утонения, в результате чего возникают силы межслойного трения, активные по отношению к слою, получающему большую деформацию, и реактивные по отношению к слою, получающему меньшую деформацию. Эти силы остаются постоянными в процессе деформирования пакета, так как определяются лишь условиями контактного трения между слоями. Поэтому дополнительные напряжения в наружном слое, вызванные силами межслойного трения, будут зависеть от степени его утонения.

Табл. 2. Влияние компоновки пакета на предельные степени деформации

Условное обозначение пакета	Предельная степень вытяжки $K_{дп}$	Предельная степень утонения $K_{сп}$
$C + A_0$	2,09	2,35
$A_0 + C$	2,06	2,04
$C + A$	1,95	2,27
$A + C$	1,76	1,95

При наружном расположении мягкого слоя дополнительные сжимающие напряжения в нем от активных сил межслойного трения возрастают с увеличением различия механических свойств материалов слоев. При наружном расположении твердого слоя дополнительные растягивающие напряжения от реактивных сил межслойного трения снижаются. Отсюда следует, что независимо от компоновки пакета с увеличением различия механических свойств слоев вероятность обрыва наружного слоя снижается. Этот вывод подтверждается экспериментальными данными (см. табл. 2). Однако с увеличением различия механических свойств материалов слоев возрастает неравномерность послойных деформаций по высоте изделия, что значительно снижает их качество. Исследования показали, что с уменьшением толщины мягкого слоя в исходной заготовке неравномерность послойных деформаций снижается (рис. 2). Кроме того, с уменьшением исходной толщины мягкого слоя снижается независимо от компоновки пакета вероятность обрыва его наружного слоя, что выражается в увеличении $K_{сп}$ (рис. 3).

На основании изложенного можно сделать вывод, что применение составных пакетов для изготовления двухслойных изделий комбинированной вы-

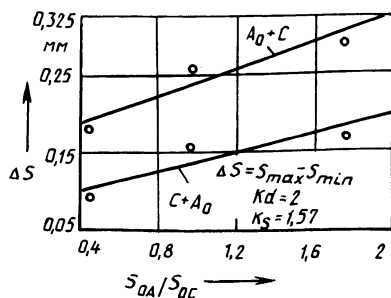


Рис. 2. Изменение неравномерности деформации слоев по высоте стенки изделия в зависимости от соотношения толщин компонентов пакета

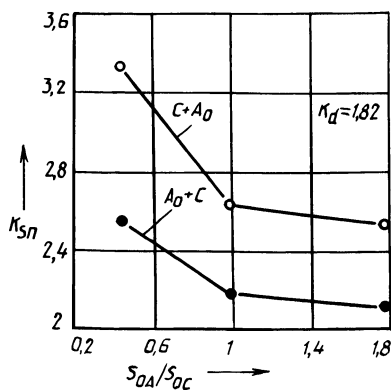


Рис. 3. Изменение предельной степени утонения пакета в зависимости от соотношения толщин его компонентов

тяжкой наиболее эффективно при большом различии механических свойств материалов слоев и соотношении толщин исходных заготовок в пакете.

ЛИТЕРАТУРА

1. В а л и е в С.А. Комбинированная глубокая вытяжка листовых материалов. — М., 1973. — 176 с.

УДК 621.07

В.Н. БУЛАХ, И.Н. МЕХЕД,

П.С. ОВЧИННИКОВ, кандидаты техн.наук (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫТЯЖКИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ ИЗ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ

Глубокой вытяжкой из листовой заготовки в промышленности получают большое количество изделий различной конфигурации. При проектировании технологических процессов вытяжки осесимметричных круглых в плане изделий размеры и форма заготовки определяются легко. Если же изделие имеет сложную форму, заготовку рассчитывать тяжелее в связи с тем, что в различных зонах металл деформируется по-разному. На основании равенства площадей изделия и заготовки форма последней получается ступенчатой. Для выявления размеров и формы заготовки применяют графическое построение и экспериментальную доводку.

При современном уровне производства желательно использовать такие расчетные методы, которые позволяют применять автоматизированные системы проектирования. Для расчета заготовки при глубокой вытяжке необходимо определить траектории и скорости перемещения точек в деформируемом металле в процессе изготовления изделия.

Если не учитывать усилия прижима фланца заготовки, напряженное состояние при глубокой вытяжке можно принять плоским. Вследствие осевого растяжения и тангенциального сжатия изменяется толщина заготовки.

Используя уравнения связи напряжений и скоростей деформаций и приняв функцию $\psi(v_x, v_y)$ с учетом $v_x = \frac{\partial \psi}{\partial x}$ и $v_y = \frac{\partial \psi}{\partial y}$, запишем дифференциальные уравнения равновесия в прямоугольных координатах в виде

$$G = \frac{\partial^3 \psi}{\partial x^3} + \frac{\partial G}{\partial x} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + G \left(\frac{\partial^3 x}{\partial x^3} + \frac{\partial^3 \psi}{\partial x \partial y^2} \right) + \frac{\partial G}{\partial x} \left(\frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} \right) + G \frac{\partial^3 \psi}{\partial x \partial y^2} + \frac{\partial G}{\partial y} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x \partial y} = 0; \quad (1)$$

$$G \frac{\partial^3 \psi}{\partial y^3} + \frac{\partial G}{\partial y} \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} + G \left(\frac{\partial^3 \psi}{\partial x^2 \partial y} + \frac{\partial^3 \psi}{\partial y^3} \right) +$$

$$+ \frac{\partial G}{\partial y} \left(\frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} \right) + G \frac{\partial^3 \psi}{\partial x^2 \partial y} + \frac{\partial G}{\partial x} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x \partial y} = 0. \quad (2)$$

Здесь G — модуль пластичности:

$$G = \sigma_i / (3\epsilon_i),$$

где σ_i и ϵ_i — интенсивности соответственно напряжений и скоростей деформаций.

Принято также $\sigma_{cp} = (\sigma_x + \sigma_y)/2$ и $\epsilon_z = -\epsilon_x - \epsilon_y$.

Дефференцируя (1) по ∂x , а (2) по ∂y и последовательно вычитая полученные выражения, имеем

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \omega}{\partial y^2} = \frac{1}{2G} \left[\left(\frac{\partial^2 G}{\partial x^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 G}{\partial y^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} + \right. \right. \\ \left. \left. + 2 \frac{\partial^2 G}{\partial x \partial y} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x \partial y} \right) - \omega \left(\frac{\partial^2 G}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 G}{\partial y^2} \right) - 4 \frac{\partial G}{\partial x} \frac{\partial \omega}{\partial x} - \right. \\ \left. - 4 \frac{\partial G}{\partial y} \frac{\partial \omega}{\partial y} \right], \end{aligned}$$

$$\text{где } \omega = - \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2}.$$

Решая это уравнение на ЭВМ методом итераций, находят составляющие вектора скорости перемещения v_x и v_y , а следовательно v и линии тока при вытяжке изделий на первом переходе, т.е. из плоской заготовки.

Полученное выражение учитывает среднее напряжение σ_{cp} и изменение толщины металла в процессе деформирования.

Методика автоматизированного проектирования заготовки и метод кодирования геометрии изделия приведены в работе [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ж а р к о в В.А. Методика автоматизированного проектирования заготовки при вытяжке листового металла // Вестник машиностроения. — 1979. — № 5. — С. 62–64.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ С ПОМОЩЬЮ ЭВМ ЗАГОТОВКИ
ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ВЫТЯЖКИ

Вытяжкой из листового металла наряду с осесимметричными получают детали, имеющие коробчатую форму. Правильное определение конфигурации и размеров заготовок на стадии их проектирования обеспечивает экономное использование металла, увеличение производительности труда и стойкости штампового инструмента, может устранить необходимость операции обрезки фланца или торца детали. Упрощение формы заготовки снижает стоимость вырубного инструмента.

Было показано, что при вытяжке коробчатых деталей, квадратных или прямоугольных в плане, с закругленными углами, хорошие результаты позволяют получить квадратные и прямоугольные заготовки с углами, закругленными по радиусу (форма 1 [1]). Радиус закругления заготовки определяется по выражению

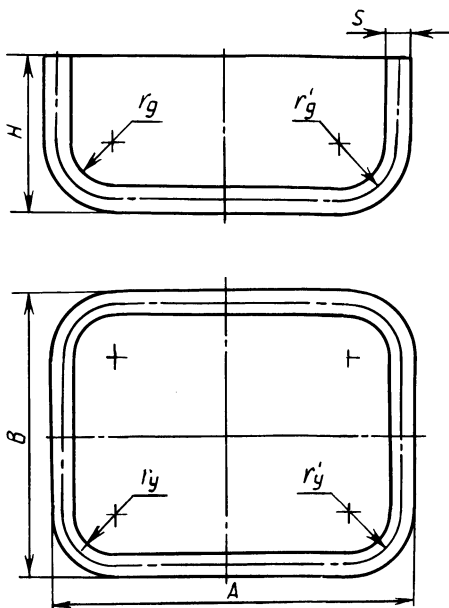


Рис. 1. Форма коробчатой детали

$$R_3 = -3,41 (0,5B - r_y - s + 0,71R - 0,5L_B),$$

где B — ширина детали в плане; r_y — радиус закругления детали в плане; s — толщина заготовки; R — радиус заготовки, рассчитанный из условия вытяжки четверти цилиндра в месте закругления коробки в плане; L_B — ширина заготовки на уровне нейтрального слоя детали.

Поскольку при увеличении высоты коробки H увеличивается и радиус R_3 , при некоторой высоте заготовка превратится в круг для квадратной детали и в овал для прямоугольной (форма 2 [1]). Длина последнего

$$L_A = L_B - B + A,$$

где A — длина прямоугольной коробки (рис. 1).

Высоту коробки, при которой заготовка имеет форму 2, можно определить из условия $R_3 = 0,5L_B$. Тогда

$$(0,5B - r_y - s) \sqrt{2} + R = H + 0,5B - 2r_d - 2s + \pi/2 \cdot (r_d + xs), \quad (1)$$

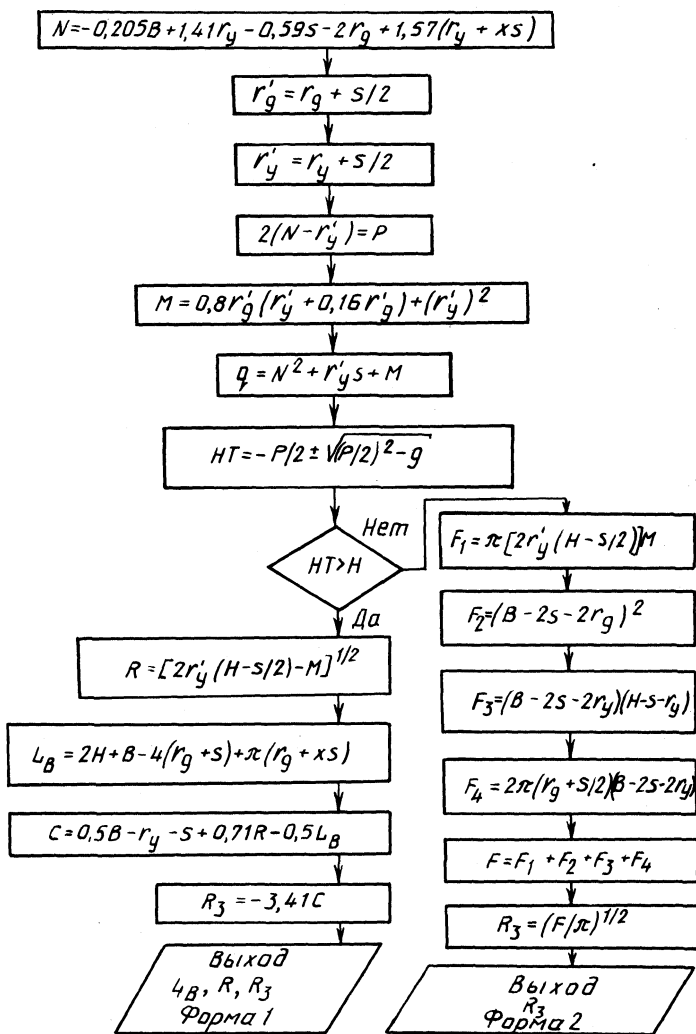


Рис. 2. Схема алгоритма расчета формы и размеров заготовки

где r_d — радиус закругления в месте перехода от стенки ко дну; x — удаление нейтрального слоя при гибке [2].

Запишем выражение (1) в виде

$$H^2 + HP + q = 0,$$

где $P = 2N - 2r'_y$; $q = N^2 + r'_y s + M$; величины N ; M ; r'_y видны из приведенной схемы алгоритма (рис. 2).

При дальнейшем увеличении высоты коробки заготовка для квадратной в

плане детали остается кругом, причем диаметр ее можно определять из условия равенства площадей детали и заготовки, т.е.

$$R_3 = \left(\frac{\sum F_i}{\pi} \right)^{1/2}.$$

При расчетах толщина материала принимается одинаковой до и после деформирования, что не соответствует действительности. К тому же в углах детали с увеличением ее высоты появляются все большие выступы, похожие на фестоны. Поэтому сравнительно высокие коробки необходимо обрезать.

Таким образом, используя приведенные данные, можно составить алгоритм для автоматизации проектирования заготовки при вытяжке коробчатой детали, квадратной в плане (см. рис. 2).

ЛИТЕРАТУРА

1. Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Исследование процесса вытяжки коробчатых деталей // *Металлургия*. — 1986. — Вып. 20. — С. 87—89. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. — Л., 1979. — 56 с.

УДК 621.762.4.001

Л.А. ИСАЕВИЧ, канд. техн. наук (БПИ)

ОСОБЕННОСТИ КВАЗИИЗОСТАТИЧЕСКОГО ФОРМОВАНИЯ ШТУЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Широкое распространение в практике порошковой металлургии получил метод прессования порошков в эластичных оболочках, помещенных в жесткую пресс-форму. В результате всестороннего, близкого к равномерному, сжатия порошка получают практически равномерно уплотненные по объему изделия. При этом ввиду отсутствия контакта уплотняемого порошка с пресс-формой решается проблема повышения долговечности инструмента, особенно при формовании сред, содержащих абразивные компоненты.

Важным моментом при разработке технологии квазиизостатического прессования является расчет геометрических параметров эластичной оболочки, обеспечивающих необходимые размеры, форму и плотность формируемого изделия. Попытка расчета предпринята в работе [1] без учета влияния сопротивления сжатию уплотняемой среды и сил контактного трения между оболочкой и пресс-формой на форму и размеры получаемых изделий.

Рассмотрим схему квазиизостатического прессования, осуществляемого двусторонним осевым сжатием в замкнутом объеме полый эластичной оболочки с порошком (рис. 1). Задачу решаем в перемещениях. Силы трения, действующие на поверхности контакта оболочки с жесткой матрицей, не учитываем, поскольку они не влияют на неравномерность радиальной деформации по высоте оболочки. В то же время принимаем в расчет силы контактного трения между оболочкой и торцами пуансонов с предельными их значениями, так как в начальной стадии решения еще неизвестны значения контактных напряжений.

Полная система уравнений, описывающих напряженно-деформированное состояние оболочки для случая прессования осесимметричных изделий, включает:

уравнения равновесия

$$\frac{\partial G_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\tau_{rz}}{r} = 0; \quad (1)$$

уравнения, связывающие напряжения и деформации,

$$\sigma_r = G(2\epsilon_r + S); \quad \sigma_\theta = G(2\epsilon_\theta + S); \quad \sigma_z = G(2\epsilon_z + S); \quad (2)$$

$$\tau_{rz} = G\gamma_{rz};$$

кинематические соотношения

$$\epsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}; \quad \epsilon_\theta = \frac{u}{r}; \quad \epsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z}; \quad \gamma_{rz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial r}, \quad (3)$$

где $u_i, \epsilon_{ij}, \sigma_{ij}$ — соответственно перемещения, деформации и напряжения; G — модуль сдвига материала эластичной оболочки.

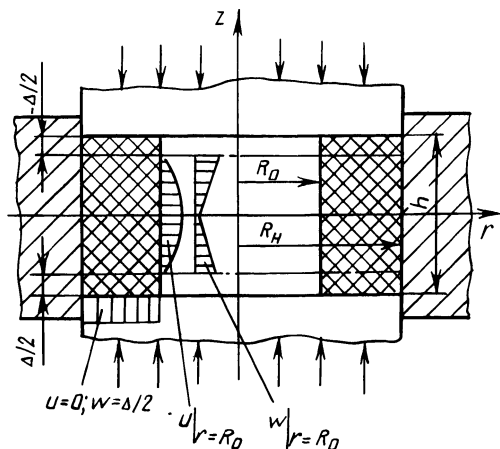


Рис. 1. Схема квазистатического прессования порошка в эластичной оболочке

Введем функцию гидростатического давления для эластичного материала [2]:

$$S = \frac{1}{3} G (\sigma_r + \sigma_\theta + \sigma_z).$$

Граничные условия для нашего случая запишем в виде

$$u \Big|_{r=R_H} = 0; \quad u \Big|_{z=\pm(\frac{h-\Delta}{2})} = 0; \quad w \Big|_{z=0} = 0; \quad w \Big|_{z=\frac{h}{2}} = -\frac{\Delta}{2} \quad (4)$$

Задачу решаем обратным методом путем введения разрешающей функции $\varphi(r, z)$, через которую выразим перемещения u, w и функцию гидростатического давления S [2]. Подстановкой полученных соотношений в (2) и (3) получим уравнения для напряжений, выраженных через разрешающую функцию $\varphi(r, z)$, которые после совместного решения с (1) приводятся к бигармоническому виду [2]. Их решение с учетом граничных условий (4) позволяет получить выражения для перемещений:

$$\left. \begin{aligned} u &= -\frac{3\Delta}{2h} \frac{(h-\Delta)^2 - 4z^2}{3(h-\Delta)^2 - h^2} r \left(\frac{R_H^2}{r^2} - 1 \right); \\ w &= -\frac{\Delta}{h} \frac{z}{3(h-\Delta)^2 - H^2} [3(h-\Delta)^2 - 4z^2]. \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

На рис. 1 показаны расчетные эпюры перемещений u и w точек внутренней поверхности оболочки, построенные по (5) без учета сопротивления уплотняемого порошка деформированию. Как видно, вследствие неравномерной деформации оболочки будут получаться изделия корсетобразной формы и, очевидно, с неравномерной плотностью. Экспериментальные исследования показали, что при наличии порошка в полости оболочки несколько снижается неравномерность деформации последней, но не устраняется совсем. Существенное влияние на характер деформирования оболочки порошок оказывает с момента, когда его сопротивление сжатию становится соизмеримым с модулем сдвига материала оболочки, т.е. при достижении определенной плотности сжимаемой среды. Следовательно, для уменьшения искажения формы боковой поверхности прессуемых изделий необходимо использовать порошки с высокой насыпной плотностью либо производить их предварительное уплотнение в полости оболочки известными приемами, что снижает технологические возможности рассматриваемого процесса.

Наиболее рационально применять оболочки с наружной криволинейной поверхностью, форма образующей которой рассчитывается по параметру u из (5). Значение Δ определяется по известным начальной и конечной плотностям прессуемого порошка. Образованная между стенками матрицы и оболочки полость позволяет компенсировать неравномерность деформации последней и получать изделия заданной формы и размеров.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимохова М.И., Сильвестров Ю.Н. Квазиизостатическое прессование керамики // Стекло и керамика. — 1979. — № 6. — С. 16–18.
2. Лавендел Э.Э. Расчет резинотехнических изделий. — М., 1976. — 232 с.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОРИСТОЙ ТРУБЫ ПРИ ЕЕ КАЛИБРОВАНИИ

В данной работе исследовано деформированное состояние пористого (предварительно сформованного из порошка) осесимметричного изделия при калибровании его по внутреннему диаметру (рис. 1). Особенность осуществления процесса заключается в том, что увеличение внутреннего диаметра трубы при сохранении ее общей длины сопровождается уплотнением пористого материала. Рассматривая любую пористую среду с позиций механики континуума, следует иметь в виду, что возникновение в ней любых пластических деформаций связано с изменением объема и плотности пористого изделия.

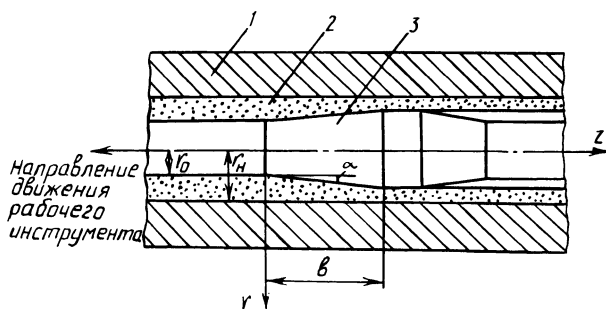


Рис. 1. Схема калибрования пористой трубчатой заготовки по внутреннему диаметру:

1 — матрица; 2 — пористая трубчатая заготовка; 3 — рабочий конический инструмент; r_n — наружный радиус пористого изделия; r_0 — начальный внутренний радиус; α — угол профиля рабочего инструмента

Для определения деформированного состояния пористой трубы при ее калибровании используем в качестве расчетной модель пластического поведения пористого тела вида [1], одним из определяющих уравнений которой является условие неразрывности среды:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_r + \dot{\epsilon}_\theta + \dot{\epsilon}_z = - \frac{1}{v} \frac{d(1-v)}{dt}, \quad (1)$$

где $\dot{\epsilon}$, $\dot{\epsilon}_r$, $\dot{\epsilon}_\theta$, $\dot{\epsilon}_z$ — соответственно скорости объемной, радиальной, тангенциальной и осевой деформаций; v — относительная плотность; $d(1-v)/dt$ — скорость изменения плотности.

Принимая для упрощения задачи допущение о том, что перемещение порошка происходит только в радиальном направлении, т.е. $\dot{\epsilon}_z = 0$, представим соотношение (1) в виде дифференциального уравнения

$$\frac{\partial V_r}{\partial r} + \frac{V_r}{r} = \dot{\epsilon},$$

общим решением которого является

$$V_r = C/r + 0,5\dot{\epsilon}_r,$$

где V_r — радиальная компонента вектора скорости; C — постоянная интегрирования.

Определив значение C из граничного условия $V_r \Big|_{r=r_n} = 0$ (все геометрические параметры соответствуют рис. 1), получим окончательно

$$V_r = -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_r (r_n^2/r^2 - 1). \quad (2)$$

Дифференцируя (2) по координате r , определим компоненты скоростей деформаций:

$$\dot{\epsilon}_r = 0,5\dot{\epsilon} (r_n^2/r^2 + 1); \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon}_\theta = -0,5\dot{\epsilon} (r_n^2/r^2 - 1). \quad (4)$$

Используя зависимости, связывающие деформации со скоростями деформаций, $\dot{\epsilon}_r = d\epsilon_r/dt$ и $\dot{\epsilon}_\theta = d\epsilon_\theta/dt$ и принимая во внимание (1), получим выражение для деформаций путем интегрирования соотношений (3) и (4):

$$\epsilon_r = -0,5 \ln (v/v_0) (r_n^2/r^2 + 1); \quad (5)$$

$$\epsilon_\theta = 0,5 \ln (v/v_0) (r_n^2/r^2 - 1), \quad (6)$$

где v_0 — начальная относительная плотность пористого тела.

Экспериментальное исследование деформированного состояния пористой трубы в чаге уплотнения при ее калибровании проводили методом муаровых полос. Для этого из порошка изготавливались цилиндрические заготовки $\varnothing 50 \times 42$ мм, длиной 60 мм и относительной плотностью 0,52...0,58, разъемные в меридиональной плоскости. На поверхность указанного меридионального сечения фотохимическим способом в соответствии с [2] наносилась исходная система растров. Затем образцы подвергали деформированию на специальных устройствах согласно схеме, представленной на рис. 1, путем протягивания рабочего конического инструмента с диаметром калибрующей части 46 мм и углом профиля 6° . В качестве смазочного материала использовался коллоидный графит, который наносился на поверхность инструмента. Картины муаровых полос получали непосредственным фотографированием при наложении на деформированный образец исходной сетки растров. Затем осуществляли численную реализацию полос муара.

На рис. 2 представлена зависимость компонент тензора деформаций ϵ_r , ϵ_θ , ϵ_z от плотности деформируемого материала. Экспериментальные кривые получены на основании вышеуказанного метода муаровых полос, а теоретические (показаны пунктиром) рассчитаны в соответствии с формулами (5) и (6). Как видно из рисунка, наблюдается соответствие экспериментальных данных теоретическим расчетам. Полученное значение осевой деформации ϵ_z для данных условий нагружения пористого тела весьма незначительно, что дает ос-

нование считать принятое для теоретического решения допущение об отсутствии осевого перемещения порошка правомерным.

При теоретическом исследовании процесса предполагалось условие сохранения массы порошка в очаге уплотнения, поэтому характер изменения плотности изделия по длине зоны прессования может быть описан зависимостью вида

$$v_z = v_0 \frac{r_H^2 - r_0^2}{r_z^2 - r_z^2}, \quad (7)$$

где $r_z = r_0 + z \operatorname{tg} \alpha$ — текущее значение внутреннего радиуса трубы в очаге прессования.

Принятие такого допущения при решении задачи объясняет некоторое расхождение экспериментальных и теоретических результатов, так как в реальных условиях осевое перемещение порошка хотя и незначительно (это зависит от начальной плотности v_0), но имеет место. Предполагая в первом приближении, что изменение плотности по длине очага прессования описывается зависимостью (7), отметим, что характер кривых будет соответствовать характеру распределения деформаций ϵ_{ij} по длине зоны уплотнения.

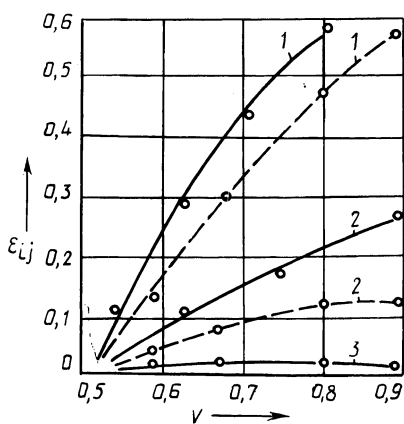


Рис. 2. Зависимость деформаций ϵ_r (1), ϵ_θ (2), ϵ_z (3) от плотности деформируемого пористого материала

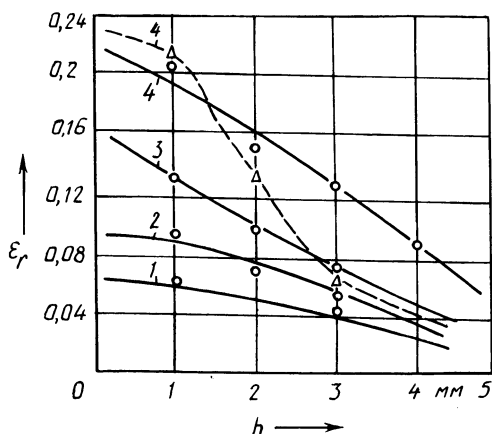


Рис. 3. Характер изменения радиальной деформации ϵ_r по толщине стенки прессуемого изделия в очаге уплотнения:
1 — $z = 0$; 2 — $z = 6$ мм; 3 — $z = 12$ мм; 4 — $z = 20$ мм

На рис. 3 показано изменение радиальной компоненты деформаций по толщине h стенки прессовки для различных значений координаты z очага уплотнения. Наблюдается градиент деформации по толщине стенки пористого изделия: наибольшее значение ϵ_r имеет место в области его контакта с инструментом; далее, к матрице, радиальная деформация уменьшается. Аналогичен характер изменения плотности по толщине стенки: в объеме материала, прилегающем к поверхности инструмента, она больше, чем около поверхности мат-

рицы. В то же время распределение плотности по длине трубчатого изделия носит равномерный характер.

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать вывод, что калибрование пористых труб приводит к их уплотнению и при правильном выборе профиля инструмента и создании соответствующих условий трения на контактирующих поверхностях обеспечивает получение изделия хорошего качества. Однако применение способа ограничено из-за невозможности калибрования толстостенных пористых труб ввиду неравномерного распределения плотности материала по толщине стенки калибруемого изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Феноменологические теории прессования порошков / М.Б. Штерн, Г.Г. Сердюк, Л.А. Максименко и др. — Киев, 1982. — 140 с. 2. Сегал В.М., Макушок Е.М., Резников В.И. Исследование пластического формоизменения металлов методом муаровых полос. — М., 1974. — 200 с.

УДК 539.374

А.С. МАТУСЕВИЧ, д-р техн.наук,
И.Х. ЧУТАЕВ, канд.техн.наук (ФТИ АН БССР)

УДЕЛЬНЫЕ УСИЛИЯ ПРЕССОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРОФИЛЕЙ

Повышение прочностных характеристик изделий сложной конфигурации путем их упрочнения волокнами является одной из наиболее трудоемких задач. Разнообразные профили из композиционных материалов со сплошным и частичным армированием могут быть получены с использованием жидкофазной и твердофазной технологий. В первом случае применяется метод непрерывного литья [1], во втором — изостатическое прессование набора однослойных лент, полученных прокаткой или плазменным напылением материала матрицы, а также гибка листовых композиционных материалов в штампах или на профилегибочных станах [2]. При частичном армировании изготавливают профили с одним или несколькими сквозными отверстиями, полости заполняют непрерывными волокнами, а полученную заготовку пропитывают смолой [3].

Для получения частично армированных профилей с металлической матрицей разработан комбинированный способ, включающий непрерывное литье композиционных стержней и последующую их опрессовку материалом оболочки с одновременным формообразованием в профильной матрице [4]. Способ осуществляется на стандартных гидравлических прессах с использованием оснасток для прямого и бокового прессования.

В результате исследований установлено, что прочность соединения композиционного стержня с оболочкой зависит от физико-механических свойств материалов матрицы и оболочки, технологического режима изготовления и шероховатости поверхности упрочняющих стержней, температурно-скоростных параметров прессования и степени деформации материала оболочки в зоне непосредственного контакта со стержнем. Правильный выбор силовых воздейст-

вий в процессе прессования композиционных профилей имеет исключительно важное значение, поскольку превышение усилий часто приводит к разрушению упрочняющих элементов, а недостаточные усилия не обеспечивают прочного соединения стержня с оболочкой.

Рассмотрим процесс формирования композиционных профилей в условиях плоской деформации (рис. 1). Такая схема деформации реализуется при получении слоистых композиций. Элементы плоской деформации имеют место в процессе получения композиционных профилей в случае упрочнения их стержнями прямоугольного сечения.

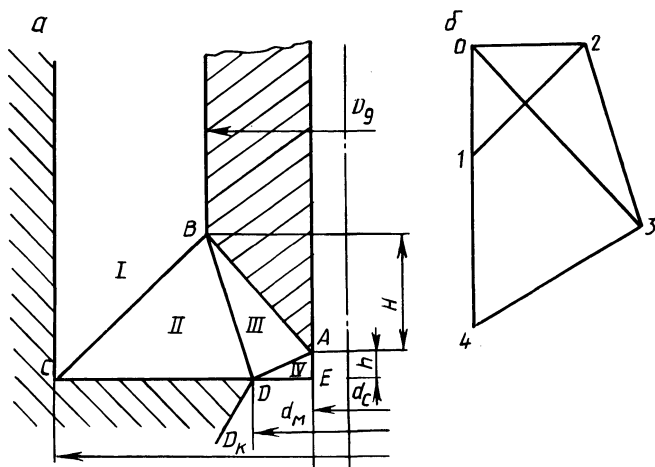


Рис. 1. Кинематически возможное поле скоростей (а) и годограф (б)

Принятое кинематически возможное поле скоростей (см. рис. 1) предполагает, что деформирование осуществляется посредством относительного скольжения по граничным плоскостям между треугольными блоками, внутри которых деформированное состояние материала однородно.

Мощность пластической деформации

$$W = k \sum [v]_{ij} A_{ij} + \sum \tau_k [v]_{ik} A_{ik}, \quad (1)$$

где k — пластическая постоянная материала матрицы; $[v]_{ij}$ и A_{ij} — скорость относительного перемещения и площадь плоскости скольжения между блоками i и j ; τ_k , A_{ik} и $[v]_{ik}$ — напряжение трения, площадь контакта и скорость относительного скольжения между блоком k и контактной поверхностью инструмента.

Тогда удельное усилие деформирования в соответствии с (1)

$$\frac{p}{2k} = \frac{1}{2(D_{\kappa} - D_{\Delta})v_0} (\sum [v]_{ij} A_{ij} + 2\mu \sum [v]_{ik} A_{ik}), \quad (2)$$

где v_0 — скорость перемещения инструмента.

В соответствии с рис. 1, а имеем

$$A_{BC} = \sqrt{(D_{\kappa} - D_{\text{д}})^2 + (H+h)^2}; \quad A_{BD} = \sqrt{(D_{\text{д}} - d_{\text{м}})^2 + (H+h)^2};$$

$$A_{AD} = \sqrt{(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})^2 + h^2}; \quad A_{CD} = D_{\kappa} - d_{\text{м}}. \quad (3)$$

Разрывы скоростей по граничным плоскостям и скорость перемещения зоны 4 определяем из годографа (рис. 1, б):

$$[v]_{02} = \frac{v_0 (D_{\kappa} - D_{\text{д}})}{H+h}; \quad [v]_{12} = \frac{v_0 \sqrt{(H+h)^2 + (D_{\kappa} - D_{\text{д}})^2}}{H+h};$$

$$[v]_{03} = \frac{v_0 (D_{\kappa} - D_{\text{д}}) \sqrt{(D_{\text{д}} - d_{\text{с}})^2 + H^2}}{(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h}; \quad v_4 = v_0 \frac{D_{\kappa} - D_{\text{д}}}{d_{\text{м}} - d_{\text{с}}}; \quad (4)$$

$$[v]_{34} = \frac{v_0 (D_{\kappa} - D_{\text{д}}) (D_{\text{д}} - d_{\text{с}}) \sqrt{(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})^2 + h^2}}{(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h};$$

$$[v]_{23} = \frac{v_0 (D_{\kappa} - D_{\text{д}}) H \sqrt{(H+h)^2 + (D_{\text{д}} - d_{\text{м}})^2}}{[(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h] (H+h)}.$$

После подстановки (3) и (4) в (2) и соответствующих преобразований для удельных усилий деформирования будем иметь

$$\frac{p}{2k} = \frac{(H+h)^2 + (D_{\kappa} - D_{\text{д}})^2}{2(D_{\kappa} - D_{\text{д}})(H+h)} + \frac{H[(H+h)^2 + (D_{\text{д}} - d_{\text{м}})^2]}{2[(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h](H+h)} +$$

$$+ \frac{[(D_{\kappa} - D_{\text{д}})^2 + h^2](D_{\text{д}} - d_{\text{с}})}{2(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})[(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h]} +$$

$$+ \frac{\mu(D_{\kappa} - D_{\text{д}} + H)}{H+h} + \frac{\mu(D_{\text{д}} - d_{\text{с}})^2}{(d_{\text{м}} - d_{\text{с}})H + (D_{\text{д}} - d_{\text{с}})h}. \quad (5)$$

Удельные усилия прессования, определяемые уравнением (5), соответствуют экспериментальным данным при прессовании композиционных профилей с оболочкой из сплава Д16 и композиционным стержнем Ал2-бор. На основании этого уравнения можно определить зазор между дорном и матрицей, обеспечивающий максимальную прочность соединения компонентов, которая для указанной композиции составляет 70...90 МПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. М а т у с е в и ч А.С. Композиционные материалы на металлической основе. — Минск, 1978. — 215 с. 2. Исследование процесса получения гнутых профилей из боралю-

миния /А.И. Колпашников, Е.А. Павлов, В.А. Киселев и др. // Композиционные материалы. — М., 1981. — С. 136—139. 3. М а й е р Н.Д. Гражданская авиация // Применение композиционных материалов в технике. — М., 1978. — С. 36—77. 4. Технологические процессы получения волокнистых композиционных материалов на металлической основе / В.П. Северденко, А.С. Матусевич, И.П. Прокопов, И.Х. Чутаев: Информ. листок / БелНИИНТИ. — Минск, 1976. — Сер. 10-05, № 330. — 3 с.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

С.Н. ВИНЕРСКИЙ,
М.В. ЛОГАЧЕВ, канд.техн.наук (БПИ)

ЗОНА УСТОЙЧИВОГО ВОЛОЧЕНИЯ ТРУБ НА САМОУСТАНАВЛИВАЮЩЕЙСЯ ОПРАВКЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Максимально возможное обжатие при волочении труб на самоустанавливающейся оправке для идеально пластичного металла [1]

$$\epsilon = \left(1 - \frac{h}{h_0}\right) = 1 - \left(\frac{1 + 0,133}{1 + B}\right)^{1/B},$$

где h_0 и h — первоначальная и переменная толщина труб; $B = \frac{f_1 + f_2}{\operatorname{tg}\alpha - \operatorname{tg}\beta}$ и

$B = \frac{2f}{\operatorname{tg}\alpha - \operatorname{tg}\beta}$, если волока и оправка изготовлены соответственно из раз-

ных материалов и из одного материала, т.е. $f_1 = f_2 = f$; f_1, f_2 — коэффициенты трения соответственно для поверхностей контакта волока — труба и труба — оправка; f — коэффициент трения на поверхностях контакта трубы с волокой и оправкой; α и β — углы соответственно волоки и оправки.

При этом виде волочения величина B всегда положительна, так как $f_1 > 0, f_2 > 0$ и угол волоки больше угла оправки, в противном случае процесс волочения невозможен.

Теоретически наибольшее относительное обжатие, равное 57,95 %, можно получить при $B = 0$, т.е. при отсутствии трения. В случае волочения на самоустанавливающейся оправке деформации в пределах от 8 до 58 % соответствуют значениям B от 20 до 0. Упрочнение повышает допустимую степень обжатия.

Снижения B , а следовательно, увеличения максимально возможной степени деформации можно добиться, уменьшив коэффициент трения на поверхностях контакта, не меняя при этом геометрии оправки и волоки, или угол оправки при тех же условиях трения, а максимального эффекта можно достигнуть лишь путем одновременного снижения коэффициентов трения и угла оправки. Однако во всех случаях необходимо соблюдение условия [2]

$$1 < (\operatorname{tg}\beta/f_2) \leq 2.$$

Используя крайние значения $\operatorname{tg}\beta/f_2$, найдем область устойчивого волочения на самоустанавливающейся оправке через волоку с углом $\alpha = 12^\circ$.

Как видно из рис. 1, снижение коэффициента трения без изменения угла конусности оправки может привести к некоторому повышению степени де-

формации за проход и к нарушению стабильности процесса, и лишь совместное уменьшение угла конусности оправки и коэффициента трения с сохранением условия равновесия оправки увеличивает критическую степень деформации при стабильности процесса волочения.

При проведении исследований по волочению труб $\varnothing 18 \times 1$ мм из меди МЗ на самоустанавливающейся справке при скорости волочения 0,27 м/с в качестве смазочного материала использовался сухой мыльный порошок. Волочение производили через волоку с рабочим диаметром 15 мм и углом конусности 12° , изготовленную из стали ШХ15 (60...62 HRC₃). Материал оправки — сталь У10А (58...61 HRC₃).

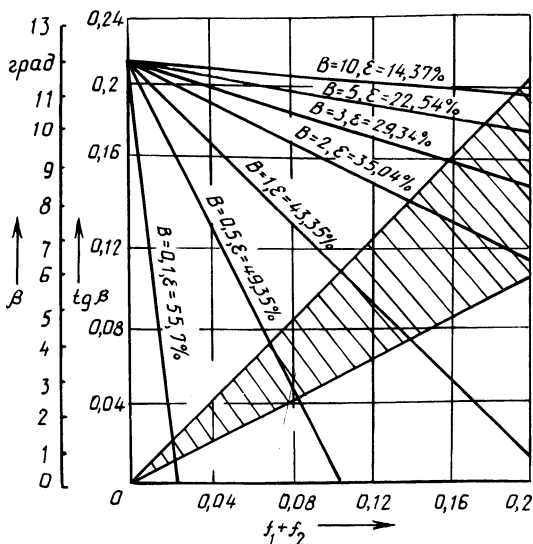


Рис. 1. Зона устойчивого волочения труб (заштрихована) на самоустанавливающейся оправке через волоку с углом конусности $\alpha = 12^\circ$

Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗГ-10У и магнитострикционный преобразователь ПМС-15А-18. Амплитуда смещений в пучности радиальных колебаний волоки составляла 0,01 мм. Усилие волочения фиксировали с помощью мессдозы растяжения через тензометрический усилитель ТА-5 на ленте быстродействующего самопишущего прибора НЗ20-З.

Результаты показали, что, если при обычном волочении на самоустанавливающейся оправке с углом конусности $4^\circ 30'$ максимальное обжатие по стенке трубы составляет 33,5 %, то при волочении с ультразвуком оно достигло 38,5 %. Дальнейшее увеличение степени деформации при волочении с применением ультразвука приводило к нарушению стабильности процесса. Так, при деформации 40,5 % обрыв происходил у 60 % исследованных труб. При применении оправки с углом конусности 4° максимальная степень деформации по стенке при волочении с ультразвуком составляла 44 %.

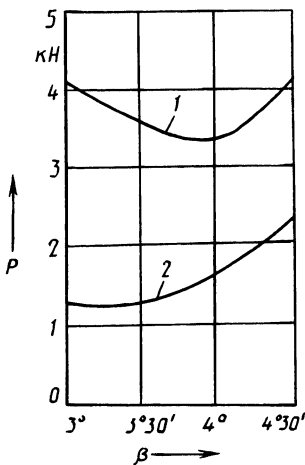


Рис. 2. Зависимость усилия волочений P от угла оправки β :

1 — при обычном волочении; 2 — с применением ультразвука

Исследования по определению зависимости эффективности действия ультразвуковых колебаний от угла оправки производили при скорости волочения 0,08 м/с (рис. 2). Деформация по стенке трубы составила 20%. Таким образом, ультразвуковые колебания способствуют снижению усилия волочения, причем эффект от их воздействия зависит от угла конусности оправки.

Установлено, что при обычном волочении оптимальный угол конусности оправки, при котором усилие, а следовательно, и напряжение волочения минимальны, равен 3° 50', при волочении с применением ультразвука он составляет 3° 10',

т.е. зона оптимальных углов сдвигается в сторону меньших значений.

Следовательно, с целью максимального снижения усилия волочения, повышения степени деформации и стабильности процесса волочение на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука необходимо вести при меньших углах оправки, чем в случае обычного волочения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гофман О., Закс Г. Введение в теорию пластичности для инженеров. — М., 1957. — 280 с. 2. Биск М.Б., Швейкин В.В. Волочение труб на самоустанавливающейся оправке. — М., 1963. — 128 с.

УДК 621.762.4

Л.С. БОГИНСКИЙ, О.П. РЕУТ,
Л.Е. РЕУТ, кандидаты техн. наук (БПИ)

ВОЛОЧЕНИЕ ТОНКОСТЕННОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ, ЗАПОЛНЕННОЙ ПОРОШКОВЫМ МАТЕРИАЛОМ

Одним из способов получения двухслойных цилиндрических изделий (в частности, труб с пористым покрытием) является волочение тонкостенной металлической оболочки, заполненной порошковым материалом, через жесткую коническую матрицу (рис. 1).

В данной работе рассматривается напряженное состояние металлической оболочки в очаге деформации. При решении задачи волочения предполагаем, что толщина стенки оболочки настолько мала по сравнению с ее диаметром, что пластическим изгибом и изменением напряжений по толщине стенки мож-

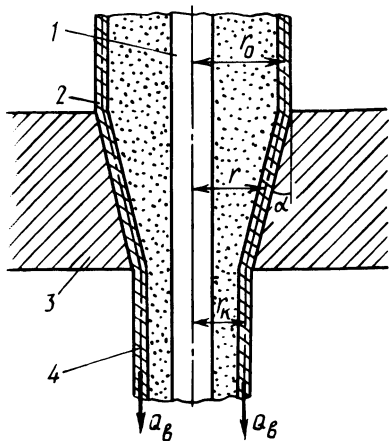


Рис. 1. Схема протягивания тонкостенной металлической оболочки с порошковым материалом через жесткую коническую матрицу: 1 — оправка; 2 — металлическая оболочка; 3 — матрица; 4 — порошок

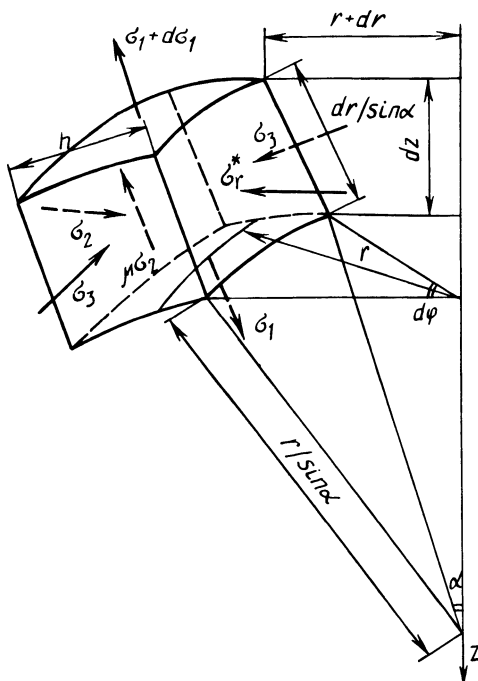


Рис. 2. Схема напряжений, действующих на элемент оболочки в очаге деформации

но пренебречь. Когда оболочка протягивается через матрицу, каждая ее часть подвергается одному и тому же формоизменению, и если оболочка имеет достаточную длину, наступает состояние стационарного течения [1].

Рассмотрим элемент оболочки, представленный на рис. 2. В нем при волочении возникают следующие напряжения: σ_1 — растяжения, действующие по образующей воронки матрицы; σ_2 — сжатия, действующие на контактной поверхности между оболочкой и матрицей и направленные по нормали к образующей конуса матрицы; σ_3 — сжатия в тангенциальном направлении; $\tau_{тр}$ — трения в зоне контакта оболочки и матрицы, $\tau_{тр} = \mu\sigma_2$ (где μ — соответствующий коэффициент трения); σ_r^* — напряжение, определяющее сопротивление порошкового тела деформированию (уплотнению) и действующее в радиальном направлении. Последнее взаимосвязано с плотностью порошка ν , т.е.

$\sigma_r^* = f(\nu)$, и может быть определено любым соотношением, например приведенным в [2].

Рассматривая условие равновесия элемента оболочки, находящейся в состоянии стационарного течения, и проецируя все силы на взаимно перпендикулярные направления, после определенных преобразований получим дифференциальное уравнение следующего вида:

$$\frac{d\sigma_1}{dr} + \frac{\sigma_1}{r} + \frac{\sigma_3}{r} (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) + \frac{\sigma_r^*}{h} (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) = 0, \quad (1)$$

где r — текущий средний радиус оболочки в зоне деформации (см. рис. 1); α — угол конического профиля матрицы; h — толщина стенки, принимаемая постоянной в процессе деформирования.

Используя условие пластичности Треска

$$\sigma_1 - \sigma_3 = m\sigma_T,$$

где m — коэффициент Лодэ; σ_T — напряжение текучести для материала оболочки, и подставляя его в уравнение (1), получим дифференциальное уравнение первого порядка:

$$\sigma_1 = e^{-\int g(r) dr} [C + \int f(r) e^{\int g(r) dr} dr], \quad (2)$$

где C — постоянная интегрирования; $g(r)$ и $f(r)$ — функции;

$$f(r) = (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) \left(\frac{m\sigma_T}{r} - \frac{\sigma_r^*}{h} \right); \quad g(r) = \frac{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha}{r}. \quad (3)$$

Определив из граничного условия $\sigma_1 \Big|_{r=r_0} = 0$

$$C = -m\sigma_T \frac{1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha}{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha} r_0^{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha}$$

где r_0 — начальное значение среднего радиуса оболочки, на основании соотношений (2) и (3) получим выражение для σ_1 :

$$\sigma_1 = (1 + \mu \operatorname{ctg} \alpha) \left\{ \frac{m\sigma_T}{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha} \left[1 - \left(\frac{r_0}{r} \right)^{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha} \right] - \frac{1}{h} \int_r^{r_0} \sigma_r^* r^{2 + \mu \operatorname{ctg} \alpha} dr \right\}. \quad (4)$$

Рассматривая текущий радиус r как функцию координаты z , т.е. $r = r_0 - z \operatorname{tg} \alpha$, и пренебрегая для упрощения трением между оболочкой и матрицей ($\mu = 0$), получим выражения для напряжений σ_1 , σ_2 и σ_3 в любой точке очага деформации оболочки:

$$\sigma_1 = \frac{1}{(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2} \left\{ \frac{m\sigma_T}{2} [(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 - r_0^2] + \frac{\operatorname{tg} \alpha}{h} \int_{r_0 - z \operatorname{tg} \alpha}^{r_0} \sigma_r^* (r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 dz \right\}; \quad (5)$$

$$\sigma_2 = \left\{ \sigma_r^* - \frac{1}{(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^3} \left\{ \frac{m\sigma_T h}{2} [(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 + r_0^2] - \operatorname{tg} \alpha \int_{r_0 - z \operatorname{tg} \alpha}^{r_0} \sigma_r^* (r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 dz \right\} \right\} \cos \alpha; \quad (6)$$

$$\sigma_3 = \frac{1}{(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2} \left\{ \frac{m\sigma}{2} [(r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 + r_0^2] - \frac{\operatorname{tg} \alpha}{h} \int \sigma_r^* (r_0 - z \operatorname{tg} \alpha)^2 dz \right\}. \quad (7)$$

Напряжение волочения определится на границе $r = r_{\kappa}$, где r_{κ} — конечное значение среднего радиуса оболочки после протягивания, т.е. $\sigma_B = \sigma_1 |_{r=r_{\kappa}}$

При этом значение σ_1 может быть записано либо выражением (4), либо выражением (5), которые учитывают различные условия трения на контактирующих поверхностях.

Общее усилие волочения определится следующим образом:

$$Q_B = 2\pi r_{\kappa} \sigma_B. \quad (8)$$

Значение напряжения $\sigma_r^* |_{r=r_{\kappa}}$ соответствует конечному значению плотности порошкового тела v_{κ} на данном участке зоны деформации.

Таким образом, полученные выражения (4) ... (7) описывают напряженное состояние оболочки в очаге деформации при протягивании ее с порошковым материалом через жесткую коническую матрицу, которое определяется как геометрическими параметрами деформирующего инструмента и условиями трения на контактной границе, так и физическим состоянием уплотняемого порошкового тела.

Экспериментальные исследования проводили на медной оболочке длиной 300 мм, с наружным диаметром 32 мм и толщиной стенки 2 мм, заполненной медным порошком марки ПМС-2 с начальной относительной плотностью 0,27. Протягивание оболочки осуществляли через жесткую коническую матрицу с углом заходной части 7, 10 или 15° и диаметром калибрующей части 31,5; 31; 30,5; 30 мм. В качестве смазочного материала использовали солидол, коллоидный графит и КГД. Значение относительной плотности порошка после протягивания оболочки составляло 0,58. Экспериментальное значение общего усилия волочения совпадает с результатами расчета по формуле (8) для различной геометрии деформирующего инструмента и разных условий трения на контактирующих поверхностях.

Представленное решение и полученные расчетные соотношения позволяют разработать конструкцию устройств для осуществления процесса волочения, рассчитать профиль рабочего инструмента, подобрать необходимые смазочные материалы, что в итоге обеспечит получение двухслойных цилиндрических изделий требуемых размеров и качества.

ЛИТЕРАТУРА

1. Джонсон У., Меллор П. Теория пластичности для инженеров. — М., 1979. — 567 с.
2. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. — М., 1969. — 260 с.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ В ПОРОШКОВОМ ТЕЛЕ ЗА ФРОНТОМ ПАДАЮЩЕЙ ВОЛНЫ СЖАТИЯ

Управление закономерностями распределения плотности в брикетах, полученных динамическим прессованием, имеет важное технологическое значение.

Рассмотрим задачу нормального движения волны сжатия в прессуемом порошковом теле (ПТ).

Используя известное соотношение [1] на границе раздела обрабатываемого тела и продуктов детонации

$$p(t) = p_0 \left(1 + \frac{t}{\theta}\right)^{-k},$$

находим удельный импульс, сообщенный порошковому телу,

$$I(t) = p_0 \int_0^t \left(1 + \frac{t}{\theta}\right)^{-k} dt = \frac{p_0 \theta}{k-1} \left[1 - \left(1 + \frac{t}{\theta}\right)^{1-k}\right],$$

где p_0 — максимальное давление на границе раздела в момент времени $t = 0$; θ — временная постоянная; k — показатель изэнтропы.

На основе закона сохранения импульса и количества движения имеем

$$\rho_0 Z A_n v_z = A_n I(t), \quad (1)$$

где ρ_0 — начальная плотность ПТ; Z — эйлерова координата слоя ПТ, вовлеченного в движение в рассматриваемый момент процесса; A_n — номинальная площадь поперечного сечения ПТ; v_z — скорость слоя ПТ, вовлеченного в движение в рассматриваемый момент процесса.

Решая выражение (1) относительно массовой скорости v_z , находим

$$v_z = \frac{I(t)}{\rho_0 Z} = \frac{p_0 \theta}{k-1} \frac{1 - \left(1 + \frac{t}{\theta}\right)^{1-k}}{Z}. \quad (2)$$

Используя начальные условия $Z|_{t=0} = 0$, $\frac{dZ}{dt}|_{t=0} = u_0$, $v_z|_{t=0} = v_0$ и за

кон сохранения импульса и количества движения в форме Ренкина—Гюгонио—Рахматулина

$$p = \rho_0 u v, \quad p_0 = \rho_0 u_0 v_0,$$

выражение (2) можно представить в следующем виде:

$$v_z = \frac{v_0}{1 + Z/a}, \quad (3)$$

где u_0 , v_0 — соответственно волновая и массовая скорости в момент времени $t = 0$; $a = 2u_0 \theta / k$.

На основании известных [1] соотношений

$$u_0 = c_0 + \lambda v_0, u_z = c_0 + \lambda v_z, \quad (4)$$

закона сохранения массы в форме

$$v_0 = u_0 \left(1 - \frac{\rho_0}{\rho_{z0}}\right), v_z = u_z \left(1 - \frac{\rho_0}{\rho_z}\right)$$

и выражения (3) приходим к следующему соотношению:

$$\frac{v_0}{v_z} = 1 + \frac{Z}{a} = \frac{v_0}{c_0} \left(\frac{y}{y-1} - \lambda\right), \quad (5)$$

где c_0 — скорость распространения звука в ПТ; λ — коэффициент динамической сжимаемости материала ПТ; $y = \rho_z/\rho_0 = \gamma_z/\gamma_0$; $\rho_z = \gamma_z/g$; $\rho_0 = \gamma_0/g$.

Дифференцируя обе части соотношения (5), приходим к следующему дифференциальному уравнению:

$$-\frac{dy}{(y-1)^2} = \frac{c_0}{v_0} \frac{dZ}{a}. \quad (6)$$

Из закона сохранения массы следует, что

$$\rho_0 dZ = \rho_z dz, \quad (7)$$

где z — лагранжева координата рассматриваемого слоя ПТ.

Подставив соотношение (7) в выражение (6), получим

$$-\frac{dy}{y(y-1)^2} = \frac{c_0}{v_0} \frac{dZ}{a}. \quad (8)$$

Интегрируя выражение (8), находим

$$\frac{y}{y-1} - \ln \frac{y}{y-1} = C + \frac{c_0}{v_0} \frac{z}{a}. \quad (9)$$

Приближенное решение уравнения (9) относительно y с погрешностью, не превышающей 1%, может быть записано в следующем виде:

$$y = \frac{\gamma}{\gamma_0} = 1 + \frac{v_0}{(u_0 - v_0) \sqrt{1 + 2b\varphi z/a + \varphi^2 z^2/a^2}}, \quad (10)$$

$$\text{где } b = \sqrt{1 + \frac{4v_0^2}{(u_0 - v_0)^2}}; \quad \varphi = \frac{c_0}{(u_0 - v_0)}.$$

При определении постоянной интегрирования C было использовано граничное условие $y|_{z=0} = y_0 = \frac{u_0}{(u_0 - v_0)}$.

Табл. 1. Расчетные и опытные значения массовой скорости

Материал	c_0 (опыт.), м/с	λ	γ_0 , г/см ³	v_0 (расч.), м/с	v_0 (опыт.), м/с
Сталь	3800	1,58	7,84	820	790
Медь	3960	1,5	8,9	728	700
Золото	3080	1,56	19,3	473	490
Алюминий	5250	1,39	2,79	1440	1250
Вода	1500	3,86	1	2340	2300
Воздух	330	1,12	$1,29 \cdot 10^{-3}$	6000	5490

Выражение (10) описывает закономерность распределения плотности за фронтом нормально падающей волны сжатия. Для практического его использования необходимо определить начальное значение массовой скорости v_0 .

На основе закона сохранения импульса и количества движения имеем:

$$\rho_{в.г} c_{уг} dt S_H v_{в.г} = (\rho_{в.г} c_{уг} dt S_H + \rho_0 u_0 dt S_H) v_0, \quad (11)$$

где $\rho_{в.г} \approx \rho_{в.в}$ — плотность тела, взаимодействующего с ПТ; $c_{уг} = \frac{k-1}{k+1} v_d$ —

скорость распространения звука в этом теле; $v_{в.г} = \frac{3k-1}{k^2-1} v_d$ — скорость его движения при нормальном взаимодействии, при касательном взаимодействии

$$v_{в.г} = \frac{k}{k+1} v_d.$$

Решение уравнения (11) относительно v_0 с учетом соотношения (4) при $k = 3$ имеет вид

$$v_0 = \frac{1}{2\lambda} \left[- \left(c_0 + \frac{1}{2} \frac{\gamma_{в.в}}{\gamma_0} v_d \right) + \sqrt{\left(c_0 + \frac{1}{2} \frac{\gamma_{в.в}}{\gamma_0} v_d \right)^2 + 2\lambda \frac{\lambda_{в.в}}{\gamma_0} v_d v_{в.г}} \right].$$

В табл. 1 приведены расчетные и экспериментальные данные для определения начального значения массовой скорости v_0 .

Ниже приведены рассчитанные по выражению (10) и экспериментальные данные распределения плотности в брикете из порошка АПС-1 при $\lambda = 2$, $\gamma_0 = 1,37$ г/см³, $\gamma_M = 2,74$ г/см³, $c_0 = 75 \dots 100$ м/с:

z , мм	5	10	20	30	40	50	60	70
γ_z (расч.), г/см ³	2,56	2,49	2,38	2,29	2,22	2,17	2,12	2,08

γ_z (опыт.), 2,55 2,51 2,38 2,28 2,24 2,15 2,09 2,05
г/см³

В формуле (10) не учитываются прочностные свойства материала частиц порошкового тела, но это оправдывается тем, что давление на фронте волны сжатия на 3...4 порядка превышает максимальное сопротивление деформированию как пористых, так и компактных тел. Порошковое тело ведет себя, как жидкость. Близкое совпадение расчетных и экспериментальных данных является достаточным основанием для применения гидродинамической теории динамического уплотнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Станюкович К.П. Неустановившееся движение сплошной среды. — М., 1971. — 854 с. 2. Жарков В.Н., Калинин В.А. Уравнение состояния твердых тел при высоких давлениях и температурах. — М., 1968. — 311 с.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

УДК 669.14.018.292

С.Н. ЛЕКАХ, канд.техн.наук,
Н.И. БЕСТУЖЕВ, И.А. ХРАМЧЕНКОВ,
А.А. ПИГУЛЕВСКИЙ (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЧШГ НА ЕГО КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И УСАДКУ

Графитизирующее модифицирование имеет важное значение при производстве отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ). Ввиду значительного различия удельной теплоты кристаллизации графита и цементита с помощью калориметрического анализа процесса затвердевания чугуна можно не только оценить кинетику выделения твердой фазы, но и по интегральному тепловому эффекту определить влияние различных факторов, в том числе модифицирования, на степень графитизации сплава [1].

Сущность использованного в работе метода калориметрического расчета кривых охлаждения заключается в эталонировании по собственному жидкому состоянию сплава.

Расчетная температура T_p определяется по координатам трех точек ($T_0, 0$; T_1, τ_1 ; T_2, τ_2) в области температур выше фазовых превращений и начальной температуре T_H жидкого чугуна:

$$\ln T_p = \left(\frac{\ln T_2 / T_H}{\tau_2 + \tau_1 \frac{\ln T_0 / T_H}{\ln T_1 / T_0}} \right) \tau + \left(\ln T_H + \frac{\ln T_2 / T_H}{1 + \frac{\tau_2}{\tau_1} \frac{\ln T_1 / T_0}{\ln T_0 / T_H}} \right).$$

Зависимость интенсивности выделения теплоты кристаллизации от режима модифицирования высокопрочного чугуна с углеродным эквивалентом, составляющим 4,25 %, обработанного ферросилицием ФС 75 0,8 %, представлена на рис. 1. В немодифицированном чугуне (кривая 1) процесс затвердевания начинается с выделения первичного аустенита, графитная эвтектика кристаллизуется при более низких температурах с существенной задержкой по времени. Напротив, в модифицированных чугунах инициируется выделение из расплава включений шаровидного графита. Причем наиболее высок темп кристаллизации при "позднем" модифицировании (кривая 3) по сравнению с расплавом, выдержанным после модифицирования в течение 5 мин (кривая 2). Сокрытие до минимума промежутка времени между обработкой расплава и затвердеванием чугуна позволяет существенно повысить степень графитизации сплава, о чем свидетельствует увеличение площади под кривой $K \frac{dQ}{dt}$ — τ

(см. рис. 1). Результаты количественного металлографического анализа коррелируют с калориметрированием кривых охлаждения.

Графитизация сплава и усадка взаимосвязаны, поскольку выделение из расплава графита приводит к уменьшению плотности чугуна, т.е. увеличению его объема.

Произведена оценка влияния режимов вторичного модифицирования высокопрочного чугуна с шаровидным графитом на его усадку в технологической пробе, выполненной в форме конуса вместимостью 76,6 см³.

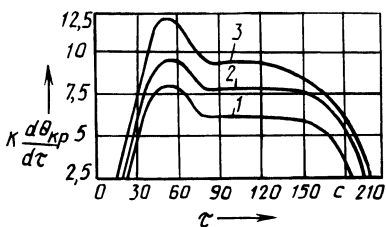


Рис. 1. Влияние времени выдержки ВЧШГ после модифицирования на его кристаллизацию

Максимальной усадкой, достигающей 2,8 % от объема технологической пробы, характеризуется высокопрочный чугун без вторичного модифицирования ферросилицием. При этом имеют место сопоставимые сосредоточенная раковина и рассредоточенная пористость. Вторичное "позднее" модифицирование ферросилицием позволяет существенно снизить объем усадочных дефектов (1,68 %) за счет максимальной графитизации сплава. При этом значительно уменьшается сосредоточенная усадка. Однако с увеличением выдержки расплава после ввода графитизирующей присадки объем дефектов усадочного происхождения вновь возрастает. Он становится сравним с технологической пробой из ВЧШГ, не подвергнутого вторичному модифицированию.

Следовательно, "позднее" модифицирование позволяет осуществить эффективную графитизацию ВЧШГ при затвердевании и сократить объем усадочных дефектов в отливках.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шумихин В.С., Витусевич В.Т., Корниенко Г.Л. Комплексный контроль качества чугуна методом термического анализа // Литейное производство. — 1984. — № 2. — С. 3–5.

УДК 621.74.047

В.И. ТУТОВ, И.В. ЗЕМСКОВ,
В.Д. ТУЛЬЕВ, кандидаты техн. наук,
Г.И. СТОЛЯРОВА (БПИ)

НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЙ ЧУГУН ДЛЯ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Для получения полунепрерывным литьем полых цилиндрических заготовок с толщиной стенки 50 мм использовался чугун, содержащий (массовая доля) 3...3,2 % углерода, 1,8...2 % кремния и 0,8...0,9 % марганца. Концентра-

ция в чугунах легирующих добавок хрома и никеля, согласно техническим условиям на литье гильз цилиндров судовых двигателей, допускается в сравнительно больших пределах. Оптимальное их содержание определяли методом математического планирования эксперимента, для чего были реализованы два плана типа 2^2 , учитывающие особенности вторичного охлаждения непрерывнолитой заготовки. Изучаемыми факторами являлись содержание хрома и никеля в чугуне. Основным их уровень составлял для хрома 0,3 %, для никеля 0,45 %, а интервал варьирования — соответственно 0,2 и 0,35 %. Параметрами оптимизации служили глубина отбела чугуна, перепад твердости по сечению заготовки и твердость на глубине 5 мм от внутренней поверхности (рабочей поверхности гильзы цилиндра). Скорость извлечения заготовок и температура заливаемого металла во всех случаях поддерживались постоянными. Математическая модель процесса формирования свойств чугуна в отливках для различных условий вторичного охлаждения описывалась системой линейных уравнений. Оптимизацию его химического состава производили градиентным способом с помощью мини-ЭВМ ДЗ-28 при следующих ограничениях: глубина отбела — минимальная, перепад твердости по сечению — 55...60 НВ, твердость на рабочей поверхности — 190...200 НВ.

Минимальная глубина отбела с наружной поверхности в условиях охлаждения на воздухе при заданных ограничениях твердости наблюдается, когда в чугуне имеется 0,17 % хрома и 0,57 % никеля. При смягчении условий вторичного охлаждения содержание хрома должно составлять 0,23 %, а никеля — 0,47 %. Повышенное по сравнению с охлаждением на воздухе содержание хрома можно объяснить необходимостью получения заданной твердости при более "мягком" охлаждении.

Использование чугунов оптимальных составов, модифицированных лигатурой ФС30РЗМ30Б, позволило получить заготовки без отбела. Перепад твердости по сечению заготовки не превышал 30 НВ, твердость чугуна на ее рабочей поверхности — 198...200 НВ.

Исследования структуры чугуна показали, что глубина наружной зоны заготовки с междендритным графитом и ферритно-перлитной структурой составляет 4...6 мм, далее по сечению структура становится практически полностью перлитной. Микроструктура чугуна на рабочих поверхностях характеризуется пластинчатым графитом $\Gamma_{\text{ф}2}$, распределением $\Gamma_{\text{р}1}$ и длиной включений $\Gamma_{\text{раз}90}$... $\Gamma_{\text{раз}180}$ и перлитной металлической основой. Перлитизация металлической основы и отсутствие карбидообразования объясняются графитизирующим действием модификатора и введенного никеля. Высокая твердость чугуна получена за счет увеличения дисперсности и микротвердости перлита.

Приведенные составы чугунов для полунепрерывного литья с различными вариантами вторичного охлаждения позволяют получить заданную структуру и свойства заготовки, а также ликвидировать отбел и уменьшить глубину зоны с дефектной структурой до величины припусков на механическую обработку.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ПРИСАДОК С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ

Ввод комплексных присадок в жидкий чугун сопровождается протеканием ряда сложных процессов. Для формирования структуры и свойств отливок важное значение имеют химические реакции активных элементов присадок с кислородом и серой, для расчета которых на ЭВМ использован метод минимизации энергии Гиббса.

Параллельные химические реакции, протекающие между компонентами в растворе, можно записать в виде

$$\sum_{i=1}^l V_{a_i} X_i = 0, \quad (1)$$

где V_{a_i} — стехиометрический коэффициент реакции; X_i — химический символ i -го компонента ($i = 1, 2, \dots, n$); $a = 1, 2, \dots, m$ — номер реакции.

Пусть n_i^0 и n_i — содержание вещества до и после завершения реакций (1). Тогда с учетом их протекания

$$n_i = n_i^0 - \sum_{a=1}^m V_{a_i} \epsilon_a$$

(ϵ_a характеризует количество веществ, прореагировавших в реакции a).

Условию равновесия системы соответствует минимум термодинамического потенциала G :

$$G = \sum_{a=1}^m \epsilon_a \ln K_a + \sum_{i=1}^l (n_i \ln n_i - n_i),$$

где K_a — константа равновесия реакции.

Расчет выполнялся для реакций взаимодействия магния и кальция с жидким чугуном, имеющих важное значение при производстве отливок из ВЧШГ. Для сопоставления расчетов с экспериментальными данными активность кислорода оценивали методом э.д.с. при обработке чугунов, выплавленных на основе чистых шихтовых материалов. Константы реакций пересчитывали на расплав чугуна при 1673 К.

Расчеты, выполненные для различных начальных концентраций серы (от 0,01 до 0,1 %), показали (рис. 1), что по мере роста присадки Mg_n магний выполняет функцию раскислителя (MnO), затем начинают протекать совместные процессы дораскисления и десульфурации. Экспериментальные исследования изменения активности кислорода при обработке расплава чугуна магнием показали, что сера существенно тормозит процесс раскисления при его высоких дозах. Напротив, кальций в первую очередь начинает связывать серу, и только после глубокой десульфурации продолжают процессы совместного удаления

серы и кислорода (см. рис. 1). Результаты экспериментальных исследований воздействия кальция на активность кислорода подтверждают вышеприведенную расчетную последовательность взаимодействия кальция с примесными элементами. Отмечено сильное тормозящее влияние серы на раскисление чугуна кальцием.

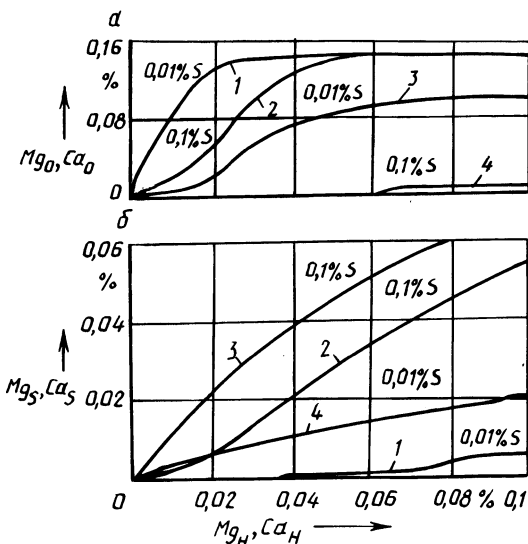


Рис. 1. Зависимость расхода магния (1,2) и кальция (3,4) на раскисление (а) и десульфурацию (б), расплава от концентрации вводимых добавок (Mg_H и Ca_H) при различном содержании серы

Таким образом, моделирование взаимодействия комплексных присадок с жидким чугуном позволяет проанализировать сложные процессы, происходящие в расплаве чугуна, в зависимости от содержания в нем примесей, состава и количества вводимых компонентов, наметить пути оптимизации режимов получения ВЧШГ.

УДК 621.74.047

А.Н. КРУТИЛИН, канд. техн. наук,
В.А. ГРИНБЕРГ, Е.Б. ДЕМЧЕНКО,
И.К. ФИЛАНОВИЧ (БПИ)

К ВОПРОСУ О ПРОЧНОСТИ ЧУГУНА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

Для обоснованного выбора оптимальной скорости движения заготовки в процессе непрерывного литья чугуна необходимо детальное изучение напряженно-деформированного состояния затвердевшей оболочки. На выходе из кристаллизатора оболочка испытывает напряжения, возникающие под дейст-

вием статического напора жидкого металла, сил трения о стенки кристаллизатора, а также термические напряжения. При оценке ее напряженного состояния большое значение имеет достоверность данных по физико-механическим свойствам чугуна при температурах 900...1100 °С. Для расчета возникающих напряжений необходимо знать предел прочности металла, модуль упругости и коэффициент его линейного расширения в определенном диапазоне температур.

Измерение коэффициента линейного расширения производили на dilatометре фирмы "Netzsch Gerätebau GmbH" (ФРГ). В качестве стандартного образца использовали "Vacromium". Образцы для испытания диаметром 6 мм и длиной 25 мм вырезали из чугунных заготовок, отлитых непрерывным способом, с химическим составом (в процентах по массе): С — 3,1...3,7, Si — 1,5...2, Mn — 0,12...0,6, Cr — 0,1...0,7, Ni — 0,15...0,6, Cu — 0,12...0,54, Ti — 0,02...0,1, P — 0,08...0,3, S — 0,05...0,06. Проведенные измерения показали, что коэффициент линейного расширения в диапазоне температур 900...1000 °С для различных химических составов находится в пределах 21,5...29,5 °С⁻¹. По мере увеличения температуры от 1000 до 1075...1085 °С происходит расширение образцов, дальнейшее ее возрастание до 1100 °С приводит к уменьшению размеров образцов, что, очевидно, связано с процессом растворения углерода в аустените.

Испытания по определению прочности чугуна проводили на универсальной машине 1253 V 2-2 в диапазоне температур 850...1050 °С. Образец нагревали в печи сопротивления. В непосредственной близости к образцу находился идентичный образец с зачеканенной в нем хромель-алюмелевой термопарой с диаметром электродов 0,2 мм. В качестве прибора, регистрирующего температуру, использовали комбинированный прибор Щ-4313. Время выдержки образца при температуре испытания — 10 мин.

На первом этапе исследований использовали образцы с химическим составом (в процентах по массе): С — 3,7, Si — 1,92, Mn — 0,24, Cr — 0,35, Ni — 0,37, Cu — 0,36, Ti — 0,04, P — 0,079, S — 0,054. Их вырезали из поверхностного слоя трех заготовок диаметром 120 мм, полученных на установке полунепрерывного литья. Испытаниям при каждом уровне температуры (850, 950 и 1050 °С) и скоростях нагружения 10, 51 и 107 мм/мин подвергали по 5 образцов. Предел прочности чугуна во всем исследованном диапазоне температур увеличивается с ростом скорости нагружения и составляет при 950 °С для скоростей нагружения 10 и 107 мм/мин соответственно 31,4 и 54 МПа. Изменение температуры заливки металла от 1270 до 1320 °С не оказывает заметного влияния на прочностные характеристики чугуна. Характер изменения его предела прочности в исследуемом диапазоне температур и скоростей нагружения остается неизменным.

На втором этапе исследовались образцы с разным химическим составом при температуре 950 °С и скорости нагружения 51 мм/мин. Предел прочности при этом составляет 30...50 МПа. Небольшие добавки легирующих элементов Cr, Ni, Cu, Ti в соответствии с ГОСТ 1585—85 не оказывают заметного влияния на прочность чугуна. Резко (в 5...6 раз) снижается прочность образцов, содержащих 0,3 % фосфора. Вероятной причиной является ослабление границ зерен в результате оплавления легкоплавкой фосфидной эвтектики. С повышением температуры от 850 до 1050 °С средний предел прочности чугуна умень-

шается в 3...4 раза и составляет при 1050 °С 5...15 МПа в зависимости от скорости нагружения. Модуль упругости находится в пределах 300...750 МПа, ниже значение соответствует чугунам с содержанием фосфора 0,3 %.

Полученные данные использовали для расчета термонапряженного состояния оболочки слитка.

УДК 629.114.2.02.001

В.М. РУДЕНКОВ, канд.экон.наук,
Л.Л. СЧИСЛЕНКО, д.н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн.наук,
М.М. ЛОБОДА (БПИ)

ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЗАМЕНЫ ТРАДИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ВЫСОКОПРОЧНЫМ ЧУГУНОМ

Разработанные и внедряемые на предприятиях технологические схемы производства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ) связаны с дополнительными капитальными вложениями — коренной реконструкцией литейных цехов и частичной или полной заменой существующего оборудования. Между тем каждый вариант новой технологической схемы характеризуется различными технико-экономическими показателями в области затрат на производство заготовок и последующих расходов при эксплуатации изделий.

Задача состоит в том, чтобы применительно к конкретным изделиям установить сферы рационального применения ВЧШГ, принципы и факторы, побуждающие предприятия отрасли широкомасштабно переходить к освоению этого прогрессивного конструкционного материала.

Применение сложившейся методологии определения экономической эффективности общественного производства с учетом особенностей получения деталей из традиционных материалов позволяет использовать в качестве критерия оценки эффективности технологических схем получения деталей из ВЧШГ следующее выражение:

$$\frac{Z_1 - Z_2}{(Z_1 - Z_2 B) + (Z_1^a - Z_2^a)} \rightarrow \min ,$$

где Z_1 и Z_2 — приведенные затраты на 1 т деталей, изготовленных соответственно по действующей технологии из традиционных материалов и по новой технологической схеме из ВЧШГ; B — коэффициент, отражающий изменение срока службы деталей и их штучной массы; Z_1^a и Z_2^a — размер приведенных годовых эксплуатационных расходов, зависящий от надежности и срока службы детали.

Возможность сопоставимости затрат предполагает соразмерность объемов производства, единство цен, учет фактора времени и идентичность организационных и других факторов производства.

Предварительный анализ предлагаемого критерия оценки показывает, что он изменяется при всех положительных вариантах внедрения технологи-

ческих схем получения деталей из ВЧШГ в пределах от единицы (когда варианты практически равноценны) до нуля (когда вариант имеет высокую эффективность по сравнению с базовым). При равенстве приведенных затрат на производство технологическая схема получения деталей из ВЧШГ также считается эффективной, так как имеет место снижение штучной массы деталей. Глубина перестройки структуры производства требует при переходе на изготовление деталей из ВЧШГ затрат времени, а потому и этот фактор должен учитываться в расчетах.

Предлагаемое выражение оценки эффективности новой технологии позволяет производить поиск наилучшего варианта и не противоречит тому, что, например, цеи ковкого чугуна более приспособлены для производства отличков из ВЧШГ, чем серого чугуна, ибо при этом существует возможность сокращения энергетических и капитальных затрат на его термообработку. Замена стальных поковок отливками из ВЧШГ способствует снижению себестоимости изделий, уменьшению массы отливок на 10 %, увеличению коэффициента использования металла, уменьшению в 2...3 раза трудоемкости механической обработки. При этом можно учитывать некоторое увеличение себестоимости отливок из ВЧШГ вследствие удорожания материалов за счет дополнительного ввода в жидкий чугун дорогостоящих модификаторов, увеличения затрат топлива и энергии на технологические нужды, роста затрат на заработную плату производственных рабочих.

Поскольку предлагаемый критерий охватывает три источника получения экономического эффекта (в сферах выплавки металла, изготовления металлопродукции и ее эксплуатации), то его следует считать комплексным, отражающим народнохозяйственный подход к решению очень важной проблемы — интенсификации производства на базе всемерной экономии материальных ресурсов. Его можно применять также и при расчетах отдельных этапов освоения производства продукции из ВЧШГ.

Таким образом, предлагается новый подход к определению сферы целесообразного применения отливок из ВЧШГ определенного класса и назначения.

УДК 621.74

**Д.Н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн.наук,
М.Н. МАРТЫНЮК, канд.техн.наук,
М.С. БЕРЛИН (МАЗ),
Т.Н. СКОРЫНИНА (БПИ)**

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СИСТЕМЫ ПЛАНИРОВАНИЯ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В литейном производстве за последнее время произошли значительные количественные и качественные изменения. Это относится и к показателю объема литейного производства "физическая тонна", исходного при формировании всей системы показателей. Поскольку этим показателем характеризуется лишь масса отливок, применение его не ориентирует предприятия на осуществление мер по снижению их металлоемкости. Создались условия, когда показатель объема производства стал главным препятствием в получении заготовок,

максимально приближающихся по размерам и конфигурации к готовой детали.

Возникла необходимость создания таких методов оценки деятельности литейных подразделений, которые заинтересовали бы их коллективы в выпуске отливок как необходимого ассортимента, так и с максимальным приближением к конфигурации готовой детали. Путем решения этой задачи может быть замена физической тонны условно-натуральным измерителем — условная тонна.

Условная масса отливок оценивается исходя из трудоемкости их изготовления. Экономико-математическими методами [1] строилась модель трудоемкости изготовления отливок в зависимости от их массы, габаритного объема, площади поверхности и коэффициента выхода годного литья по более чем 300 наименованиям изделий сталелитейного цеха № 2 Минского автомобильного завода.

Построенная регрессионная модель показала, что трудоемкость изготовления отливок является функцией площади их поверхности, отражающей сложность конфигурации, и коэффициента выхода годного литья, т.е. факторов, в значительной мере определяющих затраты на изготовление отливок (коэффициент корреляции составляет 0,925 и эластичность — 1,004):

$$T_i = 0,0427 + 0,0065 (S_i / \eta_i),$$

где T_i — трудоемкость i -й отливки, нормо-ч; S_i — площадь поверхности i -й отливки, дм^2 ; η_i — коэффициент выхода годного литья.

С целью устранения субъективных факторов и стимулирования получения высоких конечных результатов для достижения максимальной эффективности изготовления отливок использовали не фактически достигнутый уровень выхода годного литья, а его оптимальное значение, которое, как показали исследования, для отливок СЛЦ-2 составляет 0,763. В этом случае регрессионная модель расчетной трудоемкости имеет следующий вид:

$$T_i = 0,04267 + 0,0085 S_i.$$

Использован коэффициент приведения массы отливки к условной, представляющий собой отношение расчетной трудоемкости для изготовления 1 кг литья к затратам на изготовление базовой отливки. Расчетная трудоемкость изготовления 1 кг литья по СЛЦ-2 составила 0,01676 нормо-ч.

На основе проведенного исследования предложена регрессионная модель условной массы отливок:

$$m_{yi} = 2,546 + 0,507 S_i,$$

где m_{yi} — условная масса i -й отливки, кг.

Так как условная масса отливки не зависит от физической, внедрение в практику хозяйствования этого показателя устраняет негативное воздействие измерителя "физическая тонна" на качественный уровень работы литейных цехов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Берлин С.М. О показателе объема производства в литье по выплавляемым моделям // Тр. НИИУАвтопром. — Горький, 1979. — Вып. 2 (8) .

О.А. БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
В.А. ДЕДОВЕЦ, И.Г. ПЕРШИН,
М.И. СТРИЖЕНКОВ, Н.В. КОВГАН (БПИ)

ЭКОЛОГИЧЕСКАЯ И ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВТОРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ШИХТЕ ПРИ ВЫПЛАВКЕ АЛЮМИНИЯ

Предприятиям экономически выгодно использовать в шихте литейных алюминиевых сплавов отходы собственного производства и вторичные алюминиевые сплавы. Однако для получения литейных сплавов из вторичного алюминия с высокими механическими свойствами их необходимо рафинировать и модифицировать. При этом происходят выбросы токсичных пыли и газов, которые необходимо очищать (табл. 1). Отсутствие пылегазоочистки выбросов — одна из основных причин ограниченного использования вторичных алюминиевых сплавов для ответственного литья.

В лаборатории ОНИЛОгаз (БПИ) разработан простой и дешевый способ пылегазоочистки выбросов. В качестве финишной ступени их очистки от токсичных кислых газов используется ионообменный фильтр. Состав пылегазовых выбросов изменяется в зависимости от периода плавки. Для успешной работы ионообменного фильтра большое значение имеет предварительная подготовка газов. Очищаемые газы должны иметь температуру не выше 50 °С, относительную влажность не ниже 60 %, содержание водонерастворимой пыли — не более 10 мг/м³, суммарная концентрация поглощаемых кислых газов не должна превышать 200 мг/м³. Для подготовки газов к финишной очистке

Табл. 1. Характеристика выбросов, затраты на возмещение ущерба окружающей среде и газоочистку (в расчете на 1 т сплава)

Наименование сплава	Газовыделение, м ³ /т	Запыленность, г/м ³	Концентрация вредных газов, мг/м ³	Затраты на возмещение ущерба окружающей среде, руб.	Затраты на газоочистку, руб.
Первичные	15 000...20 000	До 10	Возгоны пека — до 200, фториды — до 300, хлориды — до 100, окислы азота — до 50, окислы углерода — до 150	45...50	8...12
Вторичные	8000...10000	До 7	HCl — до 50, SO ₂ — до 400, фториды — до 20	до 3,5...5,5	3...4
Литейные	3000...4000	До 2	SO ₂ — до 250, фториды — до 20, HCl — до 40	1,55...1,65	1,2...1,5 (0,35...0,55) *

* При использовании в газоочистке ионообменной технологии.

был выбран волокнистый мокрый фильтр с непрерывной посеccionной регенерацией фильтрующих элементов. Основным условием надежности работы фильтра является его минимальное аэродинамическое сопротивление, которое зависит от остаточного пылесодержания фильтрующих элементов после цикла промывки. Для определения остаточного пылесодержания и аэродинамического сопротивления фильтрующих элементов проводились исследования зависимости концентрации поверхностно-активного вещества ОП-7 в промывочном 3 %-ном растворе соды. Раствор ($0,5 \text{ л/м}^3$) вводился форсунками в запыленный газовый поток после достижения фильтрующим элементом максимально допустимого аэродинамического сопротивления в 1200 Па в течение 10 мин. Исследования показали, что оптимальная концентрация поверхностно-активного вещества в растворе для удаления пыли — не менее 0,01 %.

Экономический эффект на предприятии от удешевления шихты при использовании вторичных материалов в расчете на 1 т сплава составит около 150 руб., а народнохозяйственный эффект от снижения затрат на возмещение ущерба окружающей среде при использовании предложенной схемы очистки — около 40 руб.

УДК 669.715.018

В.К. ВИНОКУРОВ, канд.техн.наук,
А.М. ГАЛУШКО, канд.техн.наук,
Л.П. ДОЛГИЙ, А.М. БАРАНОВ (БПИ)

УЛУЧШЕНИЕ ЗАПОЛНЯЕМОСТИ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ АЛЮМИНИЕВЫМИ СПЛАВАМИ

Снижение металлоемкости отливок из алюминиевых сплавов является важной проблемой современного литейного производства. При переходе на тонкостенное литье необходимо обеспечить качественное заполнение форм и сохранить конструктивную жесткость и прочность детали. Это успешно решается применением технологического оребрения и правильным подбором защитного покрытия кокиля. Рациональное расположение ребер способствует улучшению питания отливок и предупреждению возникновения усадочных раковин и внутренних напряжений. Основным размерным параметром ребра является его толщина у вершины. Из условия максимального увеличения прочности целесообразны ребра с утолщенными вершинами — тавровые. Если ребро отливки кристаллизуется позднее, чем стенка, то при усадке в нем возникают растягивающие напряжения. Если ребро кристаллизуется раньше, в нем возникают благоприятно влияющие на прочность отливок сжимающие напряжения. Низкие, тонкие и редко расставленные ребра с малым отношением площади суммарного сечения к площади сечения стенки обуславливают уменьшение момента сопротивления сечения изгибу и снижение прочности детали, хотя жесткость ее и повышается.

Результаты испытаний отливок из сплава АЛ4 различного конструктивного исполнения, отлитых в кокиль (табл. 1), показали, что введение ребер при переходе на более тонкие стенки наряду с уменьшением металлоемкости спо-

Табл. 1. Влияние конструкции стенки на жесткость и металлоемкость отливок из сплава АЛ4

Толщина пластины, мм	Параметры ребер, мм		Предел прочности (МПа) при		Изменение металлоемкости, %
	количество X шаг	высота X ширина	растяжении ребра	сжатии ребра	
4	—	—	318,3	318,3	0
3	—	—	311,8	311,8	-25
	2 X 32	4,3 X 3	325,9	481,2	-17
	2 X 48	4,3 X 3	328,6	477,8	-17
	2 X 32	5,7 X 3,2	403,9	607,5	-13,6
	3 X 32	3 X 3	395,8	561,1	-19,4
	3 X 32	4 X 3,5	468,3	675,7	-16,2

способствует повышению жесткости отливки. Причем решающее значение имеют размеры ребра, а не шаг. Экспериментально установлено, что замена гладких стенок на более тонкие оребренные позволяет при повышении механических характеристик сплава сохранить хорошую заполняемость металлических форм.

Наряду с рациональной конструкцией отливки с точки зрения механических свойств сплава и заполняемости формы существенную роль играет поверхностное защитное покрытие кокиля.

Для исследования были выбраны четыре состава защитных покрытий: краска ММЗ № 1, оптимизированная, 1К и АФ-2, предпочтительные при производстве тонкостенных отливок в кокиль.

Заполняемость форм изучалась на пробе Энглера — Элленброка и на горизонтальных пластинах различного сечения. Одновременно отливались гладкая плита толщиной 3 мм и ребристая равной толщины с ребрами 6 X 4 мм и шагом 32 мм. Оптимальной температурой заливки для сплава АЛ4 является 720 °С, для АК5М7 — 700 °С. Перед заливкой расплав обрабатывался 0,8 % флюса по заводской технологии. Толщина слоя наносимых покрытий составляла 0,2...0,3 мм.

Для сплава АЛ4 улучшение заполняемости формы у ребристой стенки приблизительно на 30 % достигнуто на оптимизированной краске в сравнении с заводским составом, а результаты на остальных покрытиях практически не отличаются как для гладкой, так и ребристой стенок.

Аналогичные испытания были проведены и для сплава АК5М7. Результаты показали, что улучшение заполняемости на 10 % достигается лишь с краской АФ-2.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ УЛАВЛИВАНИЯ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ ФРАКЦИЙ ПЫЛИ

Наиболее распространенным устройством для очистки ваграночных газов от пыли является мокрый пылеуловитель, устанавливаемый непосредственно на трубу вагранки и не требующий дополнительных побудителей тяги. Движение газов при этом осуществляется за счет естественной тяги, которая зависит от температуры отходящего потока и от высоты дымовой трубы пылеуловителя. Однако остаточное содержание твердых частиц пыли в отходящих из аппаратов такого типа газах превышает установленные санитарные нормы, а эффективность улавливания мелкодисперсных фракций (в основном окислов железа) достигает 50 %.

Одним из путей повышения эффективности очистки ваграночных газов в мокрых пылеуловителях является создание более мелкого распыла орошающей жидкости при ее равномерном распределении. За счет этого увеличивается концентрация взаимодействующих твердых частиц пыли и капель, повышается вероятность их контакта.

Для практической реализации указанного способа в лаборатории ОНИЛОГаз (БПИ) разработан эжекционный аппарат очистки ваграночных газов (рис. 1).

Газы, образующиеся при плавке чугуна в вагранке, поступают в аппарат очистки. Выходящая с большой скоростью из сопел Лавала 1 водовоздушная смесь создает эжектирующий эффект и засасывает газы в приемную камеру 2. Предварительно пылегазовый поток охлаждается и насыщается парами воды

при орошении форсунками 3. Одновременно наблюдается выпадение крупных частиц пыли за счет изменения направления движения газового потока и утяжеления их при соприкосновении с каплями жидкости.

Далее газы поступают в кольцевую трубу Вентури 4, где происходит коагуляция мелких фракций пыли благодаря большим относительным скоростям (до 100 м/с) частиц пыли и капель жидкости и интенсивное охлаждение газа. На выходе из диффузора трубы Вентури скорость пылегазового потока снижается и скоагулированные частицы выпадают под действием сил тяжести. Окончательное осаждение капель и частиц пыли происходит в жалюзийном каплеотделителе 5.

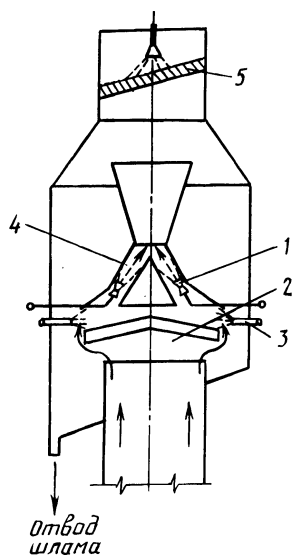


Рис. 1. Принципиальная схема эжекционного аппарата очистки ваграночных газов

Использование сопел Лаваля позволяет создать мелкодисперсный поток капель размером до 25 мкм, движущихся со скоростью более 100 м/с. Одновременно с этим высокоскоростной газо-жидкостный поток, выходящий из сопел Лаваля, создает необходимую эжекцию, достаточную для преодоления гидравлического сопротивления трубы Вентури.

Использование предлагаемой конструкции будет способствовать эффективному улавливанию мелкодисперсных фракций пыли без существенного изменения конструкций действующих мокрых пылеуловителей.

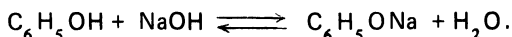
УДК 621. 715.046

О.А. БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
П.П. КОВАЛЕВ, Ю.П. ШАПОВАЛОВ,
Е.П. ЯВАРОВИЧ (БПИ)

НЕЙТРАЛИЗАЦИЯ ТОКСИЧНЫХ КОМПОНЕНТОВ ГАЗОВЫХ ВЫБРОСОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТЕРЖНЕЙ В НАГРЕВАЕМОЙ ОСНАСТКЕ

В состав отходящих газов стержневых отделений литейных цехов в различных сочетаниях входят толуол, ксилол, крезол, бензол, цианистый водород, окислы углерода, азота, серы, циклогексан и т.д. Но наиболее токсичными веществами являются фенол, формальдегид, метанол, акролеин.

Для нейтрализации токсичных компонентов отходящих газов наиболее приемлем метод абсорбции. В качестве абсорбента используется водный раствор едкого натра. Реакция связывания токсичного компонента фенола идет с образованием фенолята натрия:



Отличительной особенностью предлагаемого метода является то, что 15%-й раствор щелочи, дополнительно содержащий 1,8 % сульфата тетрамина меди $[Cu(NH_3)_4]SO_4$, наносится на пористый шамотный кирпич или туф. На лабораторный стенд подавался газ, содержащий 3,1 мг/м³ фенола и 1,8 мг/м³ формальдегида, с относительной влажностью 70 % при 20 °С, и пропускался со скоростью 6000 ч⁻¹ через колонку диаметром 4 см и длиной 20 см, заполненную измельченным до 2...2,5 мм облепленным шамотным кирпичом, пропитанным абсорбирующим раствором щелочи без добавки и с добавкой сульфата тетрамина меди. Во втором случае эффективность Э сорбции формальдегида была повышена до 97 %, особенно в начальный период работы поглотителя (рис. 1). В обоих случаях в очищаемом воздухе фенол не был обнаружен в течение 41 ч [1].

Для опробования данного метода в производственных условиях была спроектирована и изготовлена экспериментальная абсорбционно-насадочная колонна высотой 3,5 м и диаметром 0,7 м. Испытания позволяют подобрать оптимальные режимы ее эксплуатации, определить технико-экономическую эффективность и разработать рекомендации по очистке газов от фенола, формальдегида и других токсичных веществ.

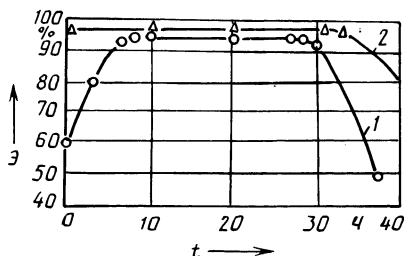


Рис. 1. Эффективность улавливания формальдегида в зависимости от длительности работы сорбента:

1 — при применении 15 %-го раствора щелочи; 2 — то же, с добавкой 1,8 % сульфата тетрамина меди

ЛИТЕРАТУРА

1. Беспаятнов Г.П., Кротов Ю.А. Предельно допустимые концентрации химических веществ в окружающей среде. — Л., 1985. — 528 с.

УДК 621.715.046

М.И. СТРИЖЕНКОВ, ЧОН ЧЕН НАМ,
Л.П. ДОЛГИЙ, М.И. АГЕЕНКО (БПИ)

МОДИФИЦИРУЮЩЕЕ ДЕЙСТВИЕ СЕРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Важным физическим свойством металлов и сплавов, их структурно-чувствительной характеристикой является электропроводность или ее обратная величина — электросопротивление. В настоящей работе метод измерения электросопротивления использован для оценки модифицирующего действия серы в алюминиевых сплавах. В качестве базовых сплавов выбраны алюминий марки А7, силумин СИЛ-2 и вторичный сплав АК7, содержащий 0,47 или 0,92 % Fe (по массе). Сера в виде порошка (0,05 % от массы расплава) вводилась в расплав с помощью "колокольчика" или в потоке аргона. Для сравнения расплавы обрабатывались универсальным флюсом (0,8 %) или продувались аргоном.

Действие серы на расплав оценивалось по его удельному электросопротивлению ρ , жидкотекучести λ , механическим свойствам и содержанию газов V_{H_2} .

Анализ результатов показывает положительное действие серы на комплекс исследованных свойств, независимо от способа ее введения. Рафинирующее ее действие (табл. 1) проявляется не только в образовании сероводорода, но и в значительном содержании в расплаве газообразной серы ($t_{кип} = 445^\circ C$), что позволяет реализовать классическую схему адсорбционного рафинирования. Расчеты показали, что обработка 500 кг расплава серой (0,05 %) позволяет получать объем газообразной серы, в 1,5...2 раза превышающий объем аргона, продуваемого через расплав той же массы в течение 7...10 мин. Так как степень рафинирования определяется длительностью существования газовых пузырей в расплаве и суммарной площадью их поверхности, обработка расплава серой более эффективна.

Рафинирующее действие серы наиболее заметно проявляется на алюминии марки А7. Сера не оказывает влияния на структуру сплава, а улучшение его

Табл. 1. Влияние видов обработки расплавов на физико-механические свойства сплавов

Сплав	Вид обработки	σ_B , МПа	δ , %	λ , мм	$\rho \cdot 10^{-7}$ Ом·м	V_{H_2} на 100 г расплава, см ³
А7	0,8 % флюса	77	45	545	0,267	0,15
	0,05 % S	75	46	580	0,265	0,14
	Ar.	75	44	540	0,27	0,15
	Ar + 0,05 % S	78	47	595	0,261	0,13
	—	72	43	520	0,275	0,18
СИП-2	0,8 % флюса	226	6,8	540	0,372	0,19
	0,05 % S	207	5,2	590	0,374	0,19
	Ar	193	5	575	0,442	0,24
	Ar + 0,05 % S	220	5,9	61	0,425	0,16
	—	184	4	530	0,468	0,28
АК7 (0,92 % Fe)	0,8 % флюса	198	4,1	500	0,417	0,26
	0,05 % S	190	3,6	565	0,434	0,2
	Ar	183	3	520	0,46	0,24
	Ar + 0,05 % S	210	4,2	580	0,421	0,18
	—	173	2,3	490	0,479	0,31
АК7 (0,47 % Fe)	0,05 % S	175	4,8	590	0,427	0,18
	—	166	3,6	535	0,454	0,25

свойств и уменьшение электросопротивления объясняется высокой степенью очистки расплава.

При обработке серой сплава АК7 наблюдаемое улучшение свойств последнего связано не только с ее рафинирующим действием, но и с изменением формы железосодержащей β -фазы, которая образуется в аналогичных сплавах при содержании в них железа 0,7 %. Это подтверждается измерением удельного электросопротивления сплава АК7 при содержании железа 0,92 и 0,47 %.

Таким образом, анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что многообразие действия серы в алюминиевых сплавах заключается в рафинировании расплава и изменении формы железосодержащей β -фазы на равноосную. Обработку расплава серой наиболее рационально использовать в случае применения вторичных сплавов для получения качественного алюминиевого литья в машиностроении.

УДК 669.71-154:532.13

И.В. ДОРОЖКО, канд.техн.наук,
С.В. КИСЕЛЕВ, В.М. ПУЛКОВСКИЙ,
Е.Н. ПЕСТРЯКОВА (БПИ)

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

Кинематическая вязкость ν — одно из важнейших физико-химических свойств расплавов — определялась по затуханию крутильных затуханий тигля с жидким металлом, подвешенного на упругой нити, на автоматизированной

установке с использованием управляющего вычислительного комплекса 15 ИПГ на базе микроЭВМ "Электроника ДЗ-28". Температура в печи устанавливалась и поддерживалась с помощью высокоточного регулятора ВРТ-3 и термопары ВР30/6. В опытах температура повышалась ступенчато, через 10...20 °С. В некоторых интервалах температур вязкость измерялась через 2 °С. Общая погрешность измерения ν не превышала 1,2...1,5 %. Исследования проводились на алюминии с различной степенью чистоты: А999, А995, А8.

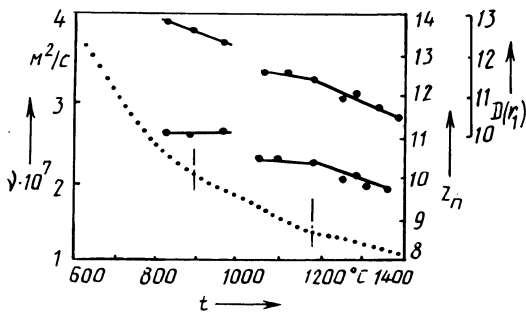


Рис. 1. Полимеры вязкости и структурных параметров алюминия А999

Полученные результаты (рис. 1) имеют некоторые отклонения от теоретически рассчитанной экспоненциальной температурной зависимости ν . В исследованном интервале температур (600...1400 °С) политерма в режиме нагрева разбивается на три участка. Первый участок, соответствующий (670...890±10) °С, описывается экспоненциальной зависимостью. Последующие два участка в интервалах (890±10) ... (1180±10) °С и (1180±10) ... 1400 °С представляют собой прямые линии с разным углом наклона к оси абсцисс. Таким образом, на политерме можно выделить точки перегиба. Температуры, соответствующие этим точкам, по-видимому, мало зависят от степени чистоты алюминия, поскольку при использовании алюминия различных марок существенных отклонений не обнаруживалось.

Функциональные зависимости структурно-чувствительных характеристик (особенно ν) жидкого алюминия, приведенные в ряде исследований, не однозначны как по характеру, так и по абсолютным значениям. Изломы на политерме ν отмечались при температурах 670, 720, 740, 760 °С, скачкообразные изменения — при 720...770, 860...900, 1100...1210 °С, перегиб — при (890±10) °С. Превращения в жидком алюминии, происходящие при указанных температурах, должны сопровождаться тепловыми эффектами. Но известные температурные аномалии теплоемкости не сопоставимы с критическими точками на политерме ν .

Температуры, соответствующие точкам перегибов, по приведенным данным (см. рис. 1) удовлетворительно согласуются с рентгенографическими исследованиями алюминия А999 [1]. Так, температурные зависимости высоты первого пика $D(r_1)$ функции радиального расположения атомов (ФРРА) и координационного числа z_n , определенного по площади, ограниченной перпен-

дикуляром, опущенным из первого минимума ФРРА, имеют изломы около 960 и 1180 °С (второй излом авторы работы [1] не выделяют). Изменения этих структурных параметров жидкого алюминия свидетельствуют о существенных перестройках в расплаве. Вполне допустимо, что в жидкой фазе могут сосуществовать несколько типов упаковок атомов и кластеров, соотношение между которыми с повышением температуры изменяется.

ЛИТЕРАТУРА

1. О структурных превращениях в жидком алюминии / Ю.А. Базин, В.М. Замятин, Я.А. Насыров, А.В. Емельянов // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1985. — № 5.

УДК 621.74.043

В.А.БАХМАТ, А.М.МИХАЛЬЦОВ, канд.техн.наук,
В.А.АЛЕШКО, Н.А.ГОРБАЧ (БПИ)

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ВТОРИЧНЫХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЗАПОЛНЯЕМОСТЬ ФОРМ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Заполняемость оценивалась с помощью специальной пресс-формы с формообразующей частью в виде двойной "змейки". Эксперименты проводились на литейной машине мод. 71107 с холодной горизонтальной камерой прессования. Объектом исследования служили сплавы на основе силумина СИЛ-2 с содержанием вторичных сплавов АК7 и АК9 соответственно 40 и 80 % (по массе). Образцы отливались при следующих скоростях прессования: 0,4; 0,9 и 1,7 м/с. Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Из полученных данных следует, что более высокие значения заполняемости достигаются при меньших концентрациях вторичных шихтовых материалов в сплаве. Характерно, что с увеличением скорости прессования влияние концентрации вторичных шихтовых материалов на заполняемость пресс-формы проявляется в большей степени. Следовательно, при повышенных скоростях прессования литейные свойства сплава более чувствительны к изменению его состава.

Табл. 1. Влияние шихтовых добавок вторичных материалов и скорости прессования на заполняемость пресс-формы

Состав шихты	Скорость прессования, м/с		
	0,4	0,9	1,7
Заполняемость, мм			
60 % СИЛ-2 + 40 % АК7	31	246	304
20 % СИЛ-2 + 80 % АК7	36	170	279
60 % СИЛ-2 + 40 % АК9	25	255	307
20 % СИЛ-2 + 80 % АК9	33	210	233
100 % СИЛ-2	26	321	342

При низкой скорости прессования (0,4 м/с) заполняемость пресс-формы практически не зависит от содержания вторичных материалов в шихте и остается при этом на таком же низком уровне, как и для силумина. При средней скорости прессования (0,9 м/с) увеличение концентрации в сплаве вторичных шихтовых материалов до 80 % приводит к уменьшению заполняемости форм в 1,5...1,9 раза, причем при добавке АК7 в большей степени, чем АК9. При высокой скорости прессования (1,7 м/с) с увеличением содержания вторичных шихтовых добавок до 80 % заполняемость форм уменьшается в 1,14...1,4 раза.

Следовательно, уменьшение заполняемости форм с введением в сплав добавок вторичных шихтовых материалов проявляется при средней скорости прессования в большей степени, чем при высокой. Это связано с эффектом подпрессовки, который возрастает с увеличением скорости прессования и в известной мере компенсирует влияние вторичных материалов.

Зависимость заполняемости форм от вида вводимых в сплав шихтовых добавок вторичных материалов становится особенно ощутимой с увеличением их содержания до 80 %. При средней скорости прессования введение добавки АК7 более заметно уменьшает заполняемость пресс-формы вследствие увеличения температурного интервала затвердевания сплава. При высокой скорости прессования добавка АК7 уменьшает заполняемость пресс-формы в меньшей степени, чем АК9.

Таким образом, при литье под давлением отливок простой конфигурации, изготовление которых осуществляется на низких скоростях прессования, добавка к СИЛ-2 до 80 % вторичных шихтовых материалов не должна привести к заметному ухудшению заполняемости форм. При изготовлении сложных тонкостенных отливок, заполнение которых производится на высоких скоростях прессования, добавка вторичных шихтовых материалов не должна превышать 40...50 %.

УДК 621.74.002

**Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
С.С. ГУРИН, канд.техн.наук,
Г.И. КЛЕЩЕНОК (БПИ)**

ПОВЫШЕНИЕ РАЗГАРОСТОЙКОСТИ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК МОДИФИЦИРОВАНИЕМ

Эффективным средством повышения стойкости чугунных отливок к возникновению и развитию трещин термоусталостного характера является модифицирование, улучшающее структуру и свойства чугуна. В условиях циклических теплосмен и высокотемпературных воздействий к качеству материала отливок предъявляются высокие требования. Разгаростойкость чугунных отливок определяется комплексом механических и физико-химических свойств чугуна, зависящих от его структуры.

При введении в чугун модификаторов и легирующих элементов изменяется форма и распределение графита, структура металлической матрицы и ее дисперсность, что влияет на разгаростойкость чугуна. Так, уменьшение эвтек-

тического зерна и включений графита при введении феррованадия и ферросилиция положительно сказывается на разгаростойкости. Добавка 0,1...0,3 % сурьмы (по массе) способствует образованию структуры чугуна с включениями графита в виде мелких завихренных пластинок, компактных образований гнездовидной формы и мелкодисперсного перлита, что снижает возможность возникновения и развития разгарных трещин. Кроме того, при введении сурьмы повышается стабильность перлитной матрицы, т.е. ростоустойчивость чугуна.

Можно рекомендовать следующий состав сурьмянистого чугуна для отливки постоянных форм (в процентах по массе): С — 3,4...3,5 %; Si — 2...2,2; Mn — 0,6...0,8; P — до 0,2; S — до 0,12 и Sb — 0,1...0,2 %. Разгаростойкость сурьмянистого чугуна в 2,5...3 раза выше, чем обычного серого. Испытанные в условиях завода "Металлист" (г. Лудза Латвийской ССР) кокили из сурьмянистого чугуна показали стойкость в 1,8...2 раза выше, чем отлитые по традиционной заводской технологии.

Исследована возможность повышения разгаростойкости чугуна модифицированием магнием для получения в поверхностном слое отливки графита шаровидной формы.

Поверхностное модифицирование чугуна в форме с использованием покрытия, содержащего 30 % фтористого магния, 20 % силикокальция, 10 % бентонита, 5 % жидкого стекла и 35 % воды, позволяет получать слой с шаровидным графитом и перлитной металлической матрицей толщиной до $5 \cdot 10^{-3}$ м.

Образцы, имеющие в поверхностном слое шаровидный графит на глубине $2 \cdot 10^{-3}$ м, а в остальной части структуру обычного серого чугуна с пластинчатым графитом (СЧПГ), при испытаниях показали в 1,5...2,5 раза большую разгаростойкость, чем образцы, отлитые полностью из СЧПГ. Такие результаты объясняются благоприятной формой графита. Наличие в структуре поверхностного слоя наряду с шаровидным пластинчатого графита отрицательно сказывается на разгаростойкости, так как трещины разгара в первую очередь возникают и растут в зонах с графитом пластинчатой формы.

Процесс разрушения слоя с шаровидным графитом зависит не только от степени сфероидизации графита, но и от структуры металлической основы (рис. 1). С повышением степени перлитизации основы увеличивается не только прочность и твердость слоя, но и склонность к зарождению трещин (кривая 1), при этом снижается средняя глубина трещин по сравнению с чисто ферритной структурой (кривая 2). Поэтому для хорошего сочетания показателей разгаростойкости необходимо получение в поверхностном слое чугуновой отливки ферритно-перлитной структуры с содержанием перлита 40...70 %. При такой структуре сочетание прочности и пластичности в данных условиях термодиффузии является оптимальным.

В структуре чугуна с шаровидным графитом за счет повышенной склонности к переохлаждению наблюдаются участки со структурно-свободным цементитом, что обуславливает снижение пластичности и разгаростойкости чугуна. Ввод в состав модифицирующего покрытия 20 % силикокальция полностью исключает вероятность образования свободного цементита в поверхностном слое отливки.

Таким образом, для повышения разгаростойкости чугуновых отливок расплав необходимо обрабатывать модификаторами, позволяющими получать

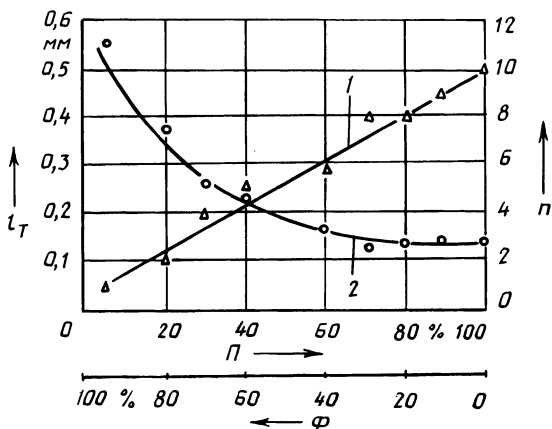


Рис. 1. Влияние соотношения перлита и феррита в слое с шаровидным графитом толщиной 0,5 мм на процесс трещинообразования после 600 циклов теплосмен (l_T — средняя длина трещин, n — количество трещин по периметру образца)

перлитную металлическую основу и компактные включения графита во всем объеме отливки или шаровидные включения только в поверхностном слое. В обоих случаях перлитная основа предпочтительнее для обеспечения высокой сопротивляемости отливок образованию разгарных трещин.

УДК 621.74:669.15

С.С. ГУРИН, канд.техн.наук,
 Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
 Г.И. КЛЕЩЕНОК, В.В. РУЛЯК (БПИ)

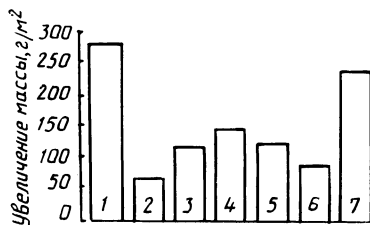
ОКАЛИНОСТОЙКОСТЬ ЧУГУНА С КОМПАКТНЫМ ГРАФИТОМ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ОТЛИВКИ

Одной из основных причин разрушения поверхности чугуновых отливок в условиях высокотемпературных воздействий является окисление. Образование окисной пленки и ее рост в глубину отливки вызывает нарушение сплошности поверхности, возникновение и развитие термоусталостных трещин и других дефектов. Поэтому к материалу для изготовления, например, чугуновых кокилей предъявляются высокие требования в отношении окалиностойкости. На окалиностойкость чугуна влияют его химический состав, структура основы, размеры, форма и распределение графитовых включений.

Исследована возможность повышения окалиностойкости чугуна за счет получения в поверхностном слое отливки структуры с компактным графитом (хлопьевидным, вермикулярным и шаровидным).

Испытания на окалиностойкость проводили на образцах диаметром 30 мм, высотой 10 мм, изготовленных из чугуновых пластин толщиной 35 мм. Один из торцов поверхностного слоя образца имел структуру с компактным графитом на глубину до 5 мм. Второй торец и боковую поверхность образца подвергали алитированию с использованием обмазки следующего состава (массовая доля): 70 % алюминиевой пудры, 10 % фтористого алюминия, 20 % жидкого стекла, что позволило получить алитированный слой до $1 \cdot 10^{-1}$ мм. После

Рис. 1. Окалиностойкость чугунов с графитом различной формы:
 1 — СЧПГ; 2 — ЧШГ; 3 — слой с хлопьевидным графитом, 2 мм; 4 — слой с вермикулярным графитом, 2 мм; 5 — слой с шаровидным графитом, 2 мм; 6 — то же, 5 мм; 7 — то же, $5 \cdot 10^{-1}$ мм



этого образцы выдерживали в печи при 800°C в течение 15 мин для получения тонкой пленки окиси алюминия на поверхности, что позволило практически полностью исключить окисление боковой поверхности и одного из торцов образца в ходе испытаний на окалиностойкость, так как плотная пленка окиси алюминия препятствует диффузии кислорода в более глубокие слои металла. Таким образом, испытанию подвергалась только поверхность слоя образца с компактным графитом.

Хлопьевидный графит в поверхностном слое получали путем отжига при температуре 950°C в течение 2 ч образцов с отбеленной поверхностью на глубину до 5 мм и переходной зоне до 3 мм. Шаровидный и вермикулярный графит получили поверхностным модифицированием с использованием покрытия, содержащего порошкообразный магний МПФ-2, ферросилиций ФС75 и жидкое стекло.

Испытания на окалиностойкость проводили по стандартной методике, оценивая данный показатель по увеличению массы образца на единицу площади его поверхности. Результаты испытаний свидетельствуют о положительном влиянии компактного графита в поверхностном слое отливки на окалиностойкость чугуна. После выдержки при температуре 800°C в течение 20 ч образцов с хлопьевидным, вермикулярным и шаровидным графитом было зафиксировано увеличение массы соответственно на 115...120 г/м², 140...155 и 80...95 г/м², а образцов из серого чугуна с пластинчатым графитом (СЧПГ) — на 250...275 г/м².

Скорость окалинообразования определяется толщиной слоя с шаровидным графитом (рис. 1). При толщине $5 \cdot 10^{-1}$ мм после 20 ч испытаний зона окисления распространяется на глубину (2...3) 10^{-1} мм, а в местах, где присутствует графит с низкой степенью сфероидизации, окисление может доходить даже до переходной зоны. Тем не менее образующаяся окисная пленка довольно прочно удерживается на поверхности образца и оказывает определенное сопротивление диффузии кислорода в глубь поверхностного слоя. Наличие графита шаровидной формы в слое толщиной $5 \cdot 10^{-1}$ мм способствует повышению окалиностойкости отливки в 1,2...1,25 раза по сравнению с СЧПГ. При толщине слоя 2 мм и 5 мм положительное влияние шаровидного графита проявляется более существенно.

СЧПГ окисляется практически с одинаковой скоростью в течение всего испытания. При компактном графите в поверхностном слое скорость окалинообразования изменяется. Наиболее интенсивно окисление протекает на первых стадиях испытания, в дальнейшем оно уменьшается и стабилизируется.

Более низкая окалиностойкость образцов с вермикулярным графитом в поверхностном слое объясняется большей протяженностью графитовых включений, что способствует интенсификации окислительных процессов.

Масса образцов, изготовленных из чугуна с шаровидным графитом по всему сечению, увеличилась для данного температурно-временного интервала на 60...70 г/м².

Таким образом, получение компактного графита в поверхностном слое чугуновой отливки позволяет в 2...3 раза повысить ее окалиностойкость по сравнению с СЧПГ. Для повышения стойкости чугуновых отливок типа кокилей и изложниц, подвергающихся воздействию высоких температур, можно рекомендовать получение в поверхностном рабочем слое структуры с компактным графитом на глубину до 5 мм.

УДК 621.746.6

А.Н. ЧИЧКО,

В.Ф. СОБОЛЕВ, канд.техн.наук (БПИ)

ЗАВИСИМОСТЬ ЛИТЕЙНЫХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ ХАРАКТЕРИСТИК ИХ КОМПОНЕНТОВ

Выбор легирующих комплексов основывается на изучении формализованных математических моделей, связывающих свойства сплавов с концентрациями легирующих элементов. Однако этот путь далеко не всегда эффективен, что связано с низкой информативностью используемых моделей из-за невозможности явного учета природы изучаемых легирующих элементов.

Информативность математических моделей можно повысить введением в них в качестве признаков (аргументов) некоторых характеристик, несущих информацию о свойствах компонентов.

Целью настоящей работы было изучение корреляционных связей между отдельными литейными свойствами сплава АК5М2 и признаками, вычисленными с учетом характеристик их компонентов.

Все литейные свойства сплавов, включенные в обучающую выборку, измерялись с помощью комплексной пробы Нехендзи—Самарина.

В табл. 1 приведены экспериментальные значения литейных свойств сплава АК5М2, легированного различными элементами. Относительные линейная усадка, объем усадочной раковины и рассеянной пористости определены по соотношению

$$B = B_1 / B_2 ,$$

где B_1, B_2 — литейная характеристика соответственно исследованного сплава и АК5М2.

В качестве признаков при построении моделей использовали следующие параметры элементов: линейный коэффициент термического расширения, приведенное поверхностное натяжение, удельное электросопротивление при температуре 298 К, термический коэффициент электросопротивления, теплоемкость, теплоту сублимации, плотность, теплоту плавления, приведенный термодинамический потенциал, температуры кипения и плавления, атомный объем, атомный радиус, энергию связи, 1-й и 2-й потенциалы ионизации, ра-

диус главного максимума внешних орбиталей атомов. Значения перечисленных характеристик элементов брали из работы [1].

Функции-признаки вычислялись на основе соотношения

$$F = \left| \frac{F_1 - F_2}{F_1} \right|,$$

где F_1, F_2 – макро- или микрохарактеристика соответственно алюминия и легирующего элемента.

Обучающая выборка была сформирована на основе экспериментальных значений (табл. 1) и рассчитанных признаков изученных систем.

Исследование степени связи между построенными признаками и характеристиками свойства проводили с помощью метода шагового регрессионного анализа с применением моделей вида:

$$Y = A_0 + A_1 x_1; \quad Y = e^{A_0} e^{A_1 x_1},$$

где Y – характеристика изучаемого свойства; A_0 – свободный член регрессионного уравнения; A_1 – коэффициент регрессионного уравнения; x_1 – признак; $e = \text{const}$.

Задача была решена на ЭВМ ЕС-1022. Результаты сведены в табл. 2. Значимость признаков рассчитывалась, как средний коэффициент частной корреляции (без учета знака). Признаки были разделены на три группы. К первой группе относились атомный объем, атомный радиус, энергия связи (атомные характеристики), ко второй – 1-й и 2-й потенциалы ионизации и радиус главного максимума внешних орбиталей атомов (электронные характеристики), к третьей – все остальные физико-химические свойства элементов.

Из табл. 2 видно, что наиболее эффективными для математических моделей, с помощью которых можно оценивать жидкотекучесть, объемы усадочных раковин и рассеянной пористости сплава АК5М2, являются признаки, за-

Табл. 1. Литейные свойства сплава АК5М2, легированного 1 % (ат.) элемента-добавки

Элемент	Жидкотекучесть	Линейная усадка	Объем усадочных раковин	Объем рассеянной пористости
Na	0,151	0,93	0,21	1,77
Mg	0,399	1,1	0,92	1,09
Si	0,495	0,9	0,9	1,08
Ti	0,396	0,92	0,3	1,7
V	0,439	0,89	0,71	1,32
Cr	0,458	1,16	1,36	0,7
Mn	0,465	1,09	0,88	1,2
Fe	0,474	1,12	1,64	0,34
Co	0,464	1,1	1,1	0,91
Ni	0,492	0,86	1,65	0,4
Cu	0,475	0,98	1,23	0,65
Zn	0,4	0,92	1,21	0,77
Cd	0,385	1,05	1,51	0,68
Pb	0,444	1,01	0,78	1,3
Bi	0,457	0,39	0,98	1,01

Табл. 2. Значимость признаков, зависящих от характеристик компонентов сплава АК5М2, содержащего 1 % (ат.) легирующего элемента

Литейная характеристика	Значимость признака, зависящего от характеристик		
	физико-химических свойств	атомно-кристаллического строения	
		атомных	электронных
Жидкотекучесть	0,34	0,52	0,61
Линейная усадка	0,24	0,24	0,24
Объем усадочных раковин	0,25	0,34	0,55
Объем рассеянной пористости	0,27	0,31	0,42

висящие от характеристик, отражающих электронное строение компонентов. Это делает возможным с помощью рассчитанных признаков строить математические модели, позволяющие осуществлять выбор легирующего комплекса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г.В. Самсонова. — М., 1985. — 600 с.

УДК 621.746.6

А.Н. ЧИЧКО,
В.Ф. СОБОЛЕВ, канд. техн. наук (БПИ)

ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ОТ ХАРАКТЕРИСТИК ИХ КОМПОНЕНТОВ

Механические свойства сплавов в значительной степени зависят от процесса кристаллизации. Один из возможных путей его изучения связан с математическим моделированием, основанным на существовании корреляционных связей между параметрами кристаллизации сплава и признаками, вычисленными с учетом характеристик компонентов.

Целью настоящей работы было изучение корреляционных связей между некоторыми введенными параметрами кристаллизации и признаками (аргументами), зависящими от макро- и микрохарактеристик компонентов. Под параметрами кристаллизации будут пониматься следующие характеристики: теплота кристаллизации; время и температура, соответствующие выделению 25 % твердой фазы; интервал кристаллизации.

Для вычисления перечисленных параметров был разработан алгоритм, основанный на обработке кривой охлаждения, полученной с помощью термического анализа, и реализован на ЭВМ ЕС-1022.

Все расчеты проводились по кривым охлаждения сплава АК5М2 (табл. 1). Относительные значения параметров кристаллизации вычислялись по соотношению

Табл. 1. Относительные параметры кристаллизации сплава АК5М2, легированного 1 % (ат.) элемента-добавки

Элемент	Теплота кристаллизации	Температура, соответствующая выделению 25 % твердой фазы	Время, соответствующее выделению 25 % твердой фазы	Интервал кристаллизации
Na	1,022	1,004	0,902	0,951
Mg	0,834	0,994	0,907	1,03
Si	0,912	0,987	0,907	0,853
Ti	0,782	1,007	0,91	1,129
V	0,744	1,004	0,903	1,102
Cr	0,54	1,028	0,876	1,157
Mn	0,438	1,015	0,849	1,133
Fe	0,6	1,013	0,846	1,098
Co	0,512	1,006	0,779	1,021
Ni	0,88	0,991	0,9	1,066
Cu	0,722	0,992	0,886	1,131
Zn	0,767	0,995	0,9	1,022
Cd	0,904	0,995	1,073	1,08
Pb	0,825	1,006	0,869	0,933
Bi	0,877	0,978	0,94	0,892

$$P = P_1 / P_2 ,$$

где P_1, P_2 — параметры кристаллизации соответственно исследованного сплава и АК5М2.

Для формирования признаков использовались следующие характеристики: линейный коэффициент термического расширения, приведенное поверхностное натяжение, удельное электросопротивление при температуре 298 К, термический коэффициент электросопротивления, теплоемкость, теплота сублимации, плотность, теплота плавления, приведенный термодинамический потенциал, температура кипения и плавления, минимальный вектор Бюргерса, атомный объем, атомный радиус, энергия связи, 1-й и 2-й потенциалы ионизации, радиус главного максимума внешних орбиталей атомов, электроотрицательность по Л. Полингу. Значения перечисленных параметров брались из работы [1].

В обучающую выборку входили вычисленные параметры кристаллизации, приведенные в табл. 1, и функции-признаки, рассчитанные с помощью соотношения

$$F = \left| \frac{F_1 - F_2}{F_1} \right| , \quad (2)$$

где F_1, F_2 — характеристики соответственно алюминия и легирующего элемента.

Оценка корреляционных связей между построенными признаками и параметрами кристаллизации сплава проводилась с помощью метода шагового регрессионного анализа с применением моделей вида:

Табл. 2. Коэффициенты информативности, связывающие параметры кристаллизации сплава АК5М2, содержащего 1 % (ат.) элемента-добавки, с признаками, зависящими от характеристик их компонентов

Параметр кристаллизации	Коэффициент информативности для признака, зависящего от		
	минимальных векторов Бюргерса	атомных объемов	приведенных термодинамических потенциалов
Теплота кристаллизации	0,41 (л)	0,49 (л)	0,55 (л)
Температура, соответствующая выделению 25 % твердой фазы	0,51 (н)	0,22 (н)	0,36 (л)
Время, соответствующее выделению 25 % твердой фазы	0,7 (л)	0,59 (л)	0,7 (л)
Интервал кристаллизации	0,8 (н)	0,58 (л)	0,61 (л)

$$Y = A_0 + A_1 x_1; \quad Y = e^{A_0} e^{A_1 x_1},$$

где Y — параметр кристаллизации сплава; A_0 — свободный член регрессионного уравнения; A_1 — коэффициент регрессионного уравнения; x_1 — признак.

В результате было изучено по 38 математических моделей для каждого из рассмотренных параметров кристаллизации сплава АК5М2. Адекватность моделей оценивалась по коэффициенту информативности, равному коэффициенту частной корреляции без учета знака, и значениям t -распределения Стьюдента и F -отношению.

Среди изученных признаков наиболее информативными по отношению к параметрам кристаллизации оказались признаки, зависящие от минимальных векторов Бюргерса, атомных объемов, приведенных термодинамических потенциалов. В табл. 2 приведены коэффициенты информативности для линейной (л) и нелинейной (н) моделей.

При сравнении критических значений t -распределения и F -отношения с данными, соответствующими приведенным коэффициентам информативности, оказалось, что для теплоты кристаллизации наиболее существенными являются признаки, построенные на атомных объемах и приведенных термодинамических потенциалах. Для температуры, соответствующей выделению 25 % твердой фазы, существенен признак, построенный на минимальных векторах Бюргерса. Для остальных параметров кристаллизации все приведенные признаки существенны.

Таким образом, приведенные признаки могут использоваться для оценки параметров кристаллизации сплава АК5М2 с помощью математического моделирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г.В. Самсонова. — М., 1975. — 600 с.

Д.М. КУКУЙ,
В.Ф. ОДИНОЧКО, кандидаты техн.наук,
А.Е. ИОДО, Д.О. КЕЧИН (БПИ)

К ВОПРОСУ АКТИВАЦИИ ОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ РАЗРЯДАМИ

Органические связующие материалы, являющиеся растворами высокомолекулярных соединений, состоят из отдельных не связанных друг с другом линейных цепных макромолекул с боковыми ответвлениями в виде функциональных групп, имеющих различные конформации. Предельные из них – вытянутая и глобулярная. Наиболее вероятная форма молекулы – статистический клубок с непрерывно изменяющимися размерами и конформацией (взаимное расположение звеньев макромолекулы изменяется в результате теплового движения). Поэтому большая часть функциональных групп, находящихся внутри такого клубка, не может взаимодействовать с субстратом – поверхностью зерен кварцевого песка.

При взаимодействии функциональных групп связующего материала с поверхностью зерен кварцевого песка возникает двойной электрический слой вследствие ориентированной адсорбции дипольных молекул адгезива на поверхности субстрата и образования водородных связей. Адгезия, характеризующая прочностные свойства стержневых смесей, определяется работой, необходимой для разделения зарядов двойного электрического слоя, образовавшегося между пленкой связующего материала и поверхностью зерен кварцевого песка. Электрическая теория адгезии предопределяет возможность повышения прочностных свойств связующих материалов путем воздействия на них внешних электрических и магнитных полей. При этом происходит ориентация молекул, раскручивание их из глобулярного клубка в фибриллярную молекулу, что способствует освобождению находящихся внутри глобул реакционно-способных функциональных групп, которые при взаимодействии с субстратом повышают энергию двойного электрического слоя, увеличивая тем самым работу адгезии.

На кафедре "Материаловедение и литейное производство" Белорусского политехнического института разработан метод электрогидравлической активации органических связующих материалов, сущность которого заключается в обработке их электрическими импульсными разрядами. Исследование процесса проводилось на лабораторной установке.

Источник электрического питания установки – генератор импульсных токов (ГИТ) позволяет плавно изменять напряжение на электродах разрядной камеры в пределах 0...50 кВ и частоту следования разрядов от 0 до 10 Гц. Емкость батареи конденсаторов – 0,2...4,5 мкФ. Лабораторная установка дает возможность достаточно полно изучать процесс электрогидравлической активации связующих материалов в условиях, максимально приближенных к производственным.

В качестве исходного связующего материала использовали фенолоспирт плотностью 1190 кг/м³. Изменение его вяжущих свойств под воздействием электрических разрядов оценивалось косвенно по изменениям прочности на

Табл. 1. Режимы электрогидравлической обработки фенолоспирта

Изменяемый параметр	Номер образца				
	1	2	3	4	5
Количество разрядов, имп.	100	300	500	300	300
Удельная энергия разряда, кДж/ кг	1	1	1	0,9	1,1

Табл. 2. Технологические свойства стержневых смесей

Свойство смеси	Номер образца				
	1	2	3	4	5
Предел прочности (МПа) при продолжительности от- верждения, мин:					
10	1,26	1,55	1,08	1,32	1,43
15	1,48	1,97	1,27	1,52	1,71
20	1,83	2,27	1,68	1,82	2,03
30	2,17	2,75	2,63	2,28	2,48
Осыпаемость, % (по мас- се)	0,5...0,6	0,4...0,5	0,5...0,6	0,5...0,6	0,5...0,6
Твердость, ед.	85...90	90...95	80...90	85...90	80...90

растяжение, твердости и осыпаемости стержней. Образцы для определения этих свойств изготавливались пескодувным способом из смесей, содержащих 97 % кварцевого песка 1K016A и 3 % фенолоспирта (по массе), и отверждались непосредственно в стержневых ящиках при 220 °С.

Режимы электрогидравлической обработки фенолоспирта и результаты испытаний образцов стержневых смесей представлены в табл. 1 и 2.

Установлено, что фенолоспирт сохраняет повышенную связующую способность в течение 25...30 ч. При этом достигается увеличение прочности стержней в 1,5...2 раза по сравнению со смесью на исходном связующем. Электрогидравлическая активация позволяет сократить расход фенолоспирта на 25...30 % (по массе), сохранив при этом технологические свойства исходной смеси. Дальнейшее же увеличение количества импульсных разрядов, как видно из представленных результатов, приводит к снижению технологических свойств стержневых смесей вследствие деструкции молекул фенолоспирта под воздействием электрических разрядов.

РАСЧЕТ ДАВЛЕНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН В ПРОЦЕССЕ
ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКОЙ РЕГЕНЕРАЦИИ ФОРМОВОЧНОГО ПЕСКА

Важнейшим фактором воздействия электрических разрядов на водно-песчаную пульпу в процессе регенерации кварцевого песка является работа первичных ударных волн по разрушению конгломератов жидкостекольных смесей на отдельные зерна и удалению силикатных пленок с их поверхности. При рассмотрении процесса формирования ударных волн в жидкости необходимо учитывать межэлектродный разрядный промежуток l , так как от него зависят амплитуда давления ударной волны P_m и доля запасенной в конденсаторе электрической энергии, затрачиваемой на формирование канала разряда.

Опыт использования электрогидравлических устройств для измельчения минеральных сред свидетельствует о том, что их эксплуатация экономически выгодна лишь при условии, если затраты энергии на формирование канала разряда не превышают 25 % энергии, запасенной в конденсаторе. Для определения межэлектродного разрядного промежутка, удовлетворяющего этому условию, получена экспериментальная зависимость [1]

$$l = \frac{CU_0^2}{8k\sigma_{\text{нв}}(S_3 + S_0)}, \quad (1)$$

где C — емкость конденсатора, Ф; U_0 — напряжение заряда конденсатора, В; $\sigma_{\text{нв}}$ — удельная электропроводность среды, См/м; S_3 — площадь поверхности неизолированной части положительного электрода, м²; $k = 10^8$ В²·с/м², $S_0 = 11 \cdot 10^{-4}$ м² — постоянные.

Выражение (1) справедливо также и для расчетов межэлектродного промежутка применительно к процессу электрогидравлической регенерации формовочного песка. При этом практический интерес представляет амплитуда давления на фронте ударной волны в области $2,5 \leq r \leq 5,5$ (r — расстояние от оси канала разряда). Амплитуда давления ударной волны [1]

$$P_m = \frac{0,2(1 - 0,1 \frac{r}{l}) A^{0,25} \rho^{0,375} U_0^{0,75} C^{0,125}}{l^{0,125} r^{0,5} L^{0,5}}, \quad (2)$$

где $A = 10^5$ В²·с/м² — искровая постоянная; ρ — плотность рабочей среды, кг/м³; L — индуктивность разрядного контура, Гн.

Для расчета амплитуды давления на фронте ударной волны использованы экспериментальные графические зависимости $\sigma_{\text{нв}} = f(k_n)$ и $\rho = f(k_n)$, которые в исследуемом диапазоне концентраций водно-песчаных пульп ($k_n = 15 \dots 45$ %) хорошо аппроксимируются прямыми линиями и могут быть описаны уравнением

$$Y = aX + b.$$

После вычисления по известной методике коэффициентов a и b выражение для определения плотности водно-песчаных пульп вне зависимости от вида отработанных смесей принимает вид

$$\rho = 10,82k_n + 1000. \quad (3)$$

Расчеты проводили для условий разряда в водно-песчаных пульпах, содержащих отработанные ЖСС (7 % жидкой композиции) и смеси, отвержденные углекислым газом (5 % жидкого стекла). Выражения для определения удельной электропроводности таких пульп соответственно имеют вид:

$$\sigma_{\text{НВ}}^I = 0,0048k_n + 0,026; \quad (4)$$

$$\sigma_{\text{НВ}}^{II} = 0,0067k_n + 0,048. \quad (5)$$

Решение уравнения (2) с учетом выражений (1), (3)...(5) позволило получить ряд расчетных значений амплитуды давления на фронте ударной волны для условий электрического разряда в водно-песчаных пульпах, содержащих отработанные жидкостекольные смеси, на расстоянии r от оси канала разряда в зависимости от следующих параметров разрядного контура: емкости конденсатора, индуктивности, площади поверхности неизолированной части положительного электрода, а также концентрации твердой фазы в водно-песчаной пульпе. Указанные параметры при проведении расчетов на ЭВМ ЕС-1022 варьировали в следующих пределах: r — 0,5...10 см; C — 0,2...1,2 мкФ; L — 1...6 мкГн; S_3 — 0...40 см²; k_n — 0...45 %. Напряжение заряда конденсатора при этом принимали постоянным — 45 кВ.

На основе анализа полученных расчетных данных установлено, что амплитуда давления на фронте ударной волны достигает 200...250 МПа. Наибольшее влияние на нее оказывают C , r и k_n ; при поиске оптимальных условий протекания процесса электрогидравлической регенерации формовочного песка их целесообразно изменять в следующих пределах: C — 0,2...0,8 мкФ, r — 10...40 мм, k_n — 10...45 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оборудование и технологические процессы с использованием электрогидравлического эффекта / Под ред. Г.А. Гулого. — М., 1977. — 320 с.

УДК 621.725:621.669

Е.И. ПОНКРАТИН, канд.техн.наук (БПИ)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ПРЕССОВОГО ИНСТРУМЕНТА

При прессовании различных металлов и сплавов наряду с абразивным изнашиванием имеются и другие виды повреждения рабочей поверхности матриц: смятие, разгар, налипание и разрушение. Причем их доля в общем объеме

выхода матриц из строя бывает весьма значительной (до 50 % при прессовании сталей и сплавов и до 25 % при прессовании алюминиевых сплавов). Сведение этих видов изнашивания до минимума является дополнительным резервом повышения стойкости прессового инструмента.

Смятие наиболее характерно для матриц при прессовании стальных фасонных профилей, а также алюминиевых сплавов, когда они изготовлены из полутеплостойких сталей типа 5ХНМ. Повреждение рабочей поверхности матриц интенсифицируется, когда на процесс абразивного изнашивания поверхностного слоя накладывается его смятие, возникающее из-за разогрева основного материала до температуры, превышающей температуру отпуска. Следовательно, чтобы локализовать износ инструмента в диффузионном слое и довести его до "естественного", необходимо не допускать перегрева прилегающего к диффузионному слою основного материала, т.е. избегать работы инструмента на стадии усиленного изнашивания. Для этого предложен режим работы инструмента с промежуточным его охлаждением до исходной температуры [1]. Сущность его состоит в следующем: по достижении порога усиленного изнашивания инструмент снимают и охлаждают до исходной температуры, после чего опять запускают в работу. Стойкость матриц повышается в 1,4 раза с одновременным повышением точности стальных фасонных профилей.

При прессовании тонкостенных титановых труб интенсивное изнашивание по всему периметру формообразующего очка матриц наблюдается уже во время первой прессовки. В этом случае целесообразно использовать режим работы инструмента с постепенным понижением его рабочей температуры [2]. Матрицы перед работой нагревают до температуры, не превышающей температуру отпуска, а затем после каждой прессовки охлаждают на ΔT , что позволяет компенсировать износ за счет температурной усадки. Их стойкость при этом повышается в 2...3 раза.

Стадия усиленного изнашивания азотированных матриц при прессовании алюминиевых сплавов начинается, когда полностью изнашивается высоконитридная зона азотированного слоя, в которой присутствует ϵ -фаза, препятствующая разупрочнению рабочей поверхности матрицы и уменьшающая налипание деформируемого металла. Предложено после полного изнашивания нитридной зоны инструмент подвергать повторному азотированию для ее восстановления. Цикл можно повторять несколько раз. При этом практически полностью устраняется налипание деформируемого металла на рабочую поверхность матриц [3].

У большинства матриц, подвергнутых азотированию, наблюдается образование трещин, глубина которых не превышает 1 мм, и минимум микротвердости на глубине 0,5...1 мм под поверхностью азотированного инструмента [4]. Слой с пониженной твердостью более пластичен и является барьером, задерживающим распространение трещин. Однако в связи с тем, что процессы разупрочнения и образования микротрещин идут одновременно, возможно катастрофическое распространение трещин. В этом случае отмечается отсутствие слоя с минимальной твердостью под поверхностью, что и объясняет повышение количества поломок упрочненных матриц. Поэтому перед эксплуатацией азотированных матриц под диффузионным слоем необходимо создавать пластичный слой, сдерживающий распространение трещин, зарождающихся на рабочей поверхности. Причем этот слой, очевидно, должен находиться на

глубине, соответствующей минимуму микротвердости под поверхностью разупрочненного инструмента.

Разработан способ термообработки инструмента, при котором в нем создаются зоны с повышенными прочностью, вязкостью и теплостойкостью посредством последовательного его нагрева сначала с наружной, а затем с внутренней, рабочей стороны [5]. Соотношение зон регулируется режимами индукционного нагрева. При снижении температуры на внутренней поверхности пластичная зона увеличивается и наоборот. После закалки и отпуска матрицы подвергают азотированию. При этом происходит благоприятное распределение свойств по сечению инструмента, что исключает выход его из строя из-за растрескивания, а работоспособность повышается на 15...40 %.

Таким образом, совершенствование термической обработки и режимов эксплуатации прессового инструмента позволяет повысить его работоспособность за счет снижения повреждаемости рабочей поверхности из-за смятия, налипания, растрескивания.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.с. 810352 (СССР). Способ обработки прессового инструмента / Е.И. Понкратин, В.П. Шульга, В.Л. Щербанюк и др. 2. А.с. 919801 (СССР). Способ обработки прессового инструмента / Е.И. Понкратин, В.П. Шульга, С.А. Павловская и др. 3. А.с. 897984 (СССР). Способ восстановления прессового инструмента / Э.Ш. Суходрев, В.П. Шульга, Е.И. Понкратин и др. 4. Ильвовская Л.А., Александров В.П., Нагайцев А.А. Применение азотирования для повышения стойкости инструмента при горячем прессовании медных сплавов // Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — Минск, 1977. — С. 216. 5. А.с. 666208 (СССР) / Е.И. Понкратин, А.Н. Равин, Э.Ш. Суходрев.

УДК 669.781

М.В. СИТКЕВИЧ, канд. техн.наук (БПИ)

КЛАССИФИКАЦИОННЫЕ АСПЕКТЫ СОЗДАНИЯ ДИФфуЗИОННОАКТИВНЫХ ОБМАЗОК

Проведенные исследования [1] позволяют обоснованно подойти к созданию однослойных обмазок для осуществления ХТО в условиях длительного нагрева в печной среде. Основные требования, реализация которых необходима для эффективного использования обмазок, заключаются в следующем.

1. В обмазке должны протекать химические реакции с образованием газовой фазы, диссоциация или диспропорционирование которой обеспечивает создание на насыщаемой поверхности активных атомов диффундирующих элементов.

2. Основная часть газовой фазы должна оставаться в обмазке, создавая избыточное давление в ней.

3. На поверхности обмазки должна образовываться тонкая легкоплавкая защитная оболочка, герметизирующая основную массу обмазки и удерживающая избыточное давление в ней.

4. В атмосфере печи должны присутствовать составляющие, взаимодейст-

вие которых с поверхностью обмазки приводит к образованию на ней защитной оболочки. Такой составляющей при необходимом подборе компонентов обмазки является кислород. Ряд его легкоплавких соединений может выполнять функции защитной оболочки на поверхности обмазки.

Закономерности, выявленные при исследовании различных диффузионно-активных сред для ХТО в условиях длительного нагрева, позволили произвести классификацию обмазок в зависимости от характера участия основных их компонентов в обеспечении защитной и активной функций.

В связи с тем что в любом диффузионноактивном материале необходимо присутствие компонентов, содержащих атомы диффундирующих в металл элементов, в основу классификации был положен характер участия поставщика диффундирующих атомов (ПДА) в формировании защитной оболочки на поверхности обмазки.

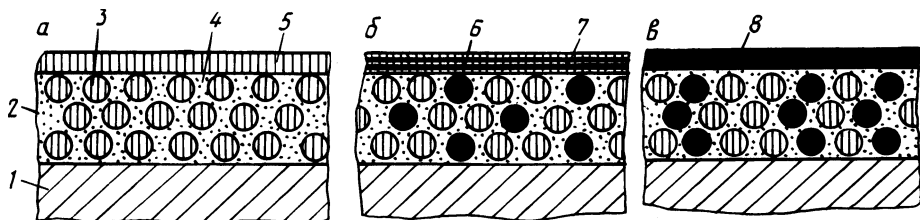


Рис. 1. Обмазки для насыщения одним элементом:

а — первой группы; *б* — второй; *в* — третьей; 1 — упрочняемая поверхность; 2 — обмазка; 3 — ПДА; 4 — прочие составляющие; 5 — защитная оболочка на базе ПДА; 6 — спецдобавки; 7 — защитная оболочка совместно со спецдобавкой; 8 — защитная оболочка на базе спецдобавок

В соответствии с классификацией обмазки для насыщения одним элементом могут быть разделены на 3 группы (рис. 1).

В обмазках первой группы ПДА является основным каркасообразователем и обеспечивает создание защитной оболочки вне зависимости от присутствия других компонентов в насыщающей среде (рис. 1, *а*). Защитная оболочка в данном случае образуется в результате взаимодействия ПДА с кислородом печной среды.

В обмазках второй группы ПДА обеспечивает создание защитной оболочки только при наличии в диффузионноактивной среде специальных добавок (рис. 1, *б*). Защитная оболочка здесь образуется в результате взаимодействия кислорода печной среды одновременно со специальной добавкой и ПДА.

В обмазках третьей группы ПДА в образовании защитной оболочки не участвует (рис. 1, *в*). Оболочка создается при взаимодействии кислорода печной среды со специальными добавками, присутствующими в насыщенной среде и являющимися ее каркасной основой.

На основе предложенной классификации можно проанализировать возможность использования тех или иных составов для осуществления ряда процессов ХТО с применением различных компонентов, прогнозировать эффективность их присутствия в насыщающей среде.

Результаты исследований свидетельствуют о том, что обмазки для борирования могут быть созданы при использовании в качестве основного карка-

сообразователя и поставщика диффундирующих атомов карбида бора [1]. Они относятся к первой группе, так как именно B_4C при взаимодействии с кислородом образует на поверхности диффузионноактивного материала защитную оболочку на основе борного ангидрида ($t_{пл} = 450^\circ C$).

Обмазки для силицирования могут быть получены на основе карбида кремния и фтористого натрия [1]. Они относятся ко второй группе, так как поставщик атомов кремния способен образовывать защитную оболочку лишь в присутствии в диффузионноактивной среде фтористого натрия, обеспечивающего, кроме того, и активизацию процесса силицирования. При взаимодействии внешних слоев обмазки с кислородом печной среды на ее поверхности является защитная оболочка на базе соединений с общей формулой $Na_2O \cdot X \cdot nSiO_2$ (при $n = 2$ образуется дисиликат натрия с $t_{пл} = 874^\circ C$).

Обмазки для алитирования и хромирования могут быть созданы при введении поставщиков атомов алюминия или хрома в каркасную основу, обеспечивающую при взаимодействии с кислородом появление на поверхности диффузионноактивного материала защитной оболочки. Они относятся к третьей группе, так как соединения алюминия или хрома не участвуют в защитных функциях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Е.И. Понкратин, В.А. Стефанович. — Минск, 1986. — 250 с.

УДК 621.74:628.517

С.Н. ВИНЕРСКИЙ,
А.М. ЛАЗАРЕНКОВ, канд. техн. наук,
В.П. ЛУКЬЯНОВ, канд. техн. наук

АНАЛИЗ ШУМА В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

С целью определения основных источников шума и разработки мероприятий по улучшению акустического климата была произведена оценка шумового режима в производственных помещениях литейного цеха и уровней звука на рабочих местах. Измерения производились в соответствии с общепринятой методикой по ГОСТ 20445–75 с использованием точечного импульсного шумомера PSJ-202 с октавным фильтром OF-101.

Анализ результатов исследований (табл. 1) показывает, что параметры шума на рабочих местах у формовочных машин, выбивных решеток, галтовочных барабанов и при обрубке литья пневматическим рубильным молотком превышают предельно допустимые по ГОСТ 12.1.003–83 значения.

Шум в цехе — широкополосный, звуковое поле неоднородно в связи с наличием источников шума, различных по уровню акустической мощности и характеру спектра. Шум, создаваемый оборудованием и инструментом с ударным режимом работы, непостоянный, с максимальным уровнем звуковой мощности в области средних и высоких частот.

Табл. 1. Уровни шума оборудования литейного цеха

Наименование оборудования	Уровень звукового давления (дБ) в октавных полосах со среднегеометрической частотой, Гц								Уровень звука, дБА
	63	125	250	500	1000	2000	4000	8000	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Установка ЖСС	74	81	89 (3)	79	75	68	59	55	83
Машина формовочная мод. 271	85	87	91 (5)	93 (10)	90 (10)	87 (9)	84 (8)	79 (5)	94 (9)
232	91	98 (6)	97 (11)	96 (13)	95 (15)	92 (14)	90 (14)	88 (14)	98 (13)
Пескомет мод. 293 М	77	83	85	84 (1)	83 (3)	80 (2)	72	65	90 (5)
2Б93М									
у пульта оператора	81	82	85	83	80	77	71	68	90 (5)
у метательной головки	88	91	88 (2)	82	93 (13)	81 (3)	70	79 (5)	91 (6)
Бегуны мод. ЗСМ112	88	91	91 (5)	87 (4)	81 (1)	76	71	67	87 (2)
Вагранка 10-тонная	75	80	78	76	71	61	59	55	78
Заливщик форм	73	76	75	72	69	63	52	50	77
Решетка выбивная мод. МР-9	95	98 (6)	100 (14)	102 (19)	107 (27)	110 (32)	107 (31)	95 (21)	115 (30)
Решетка выбивная инерционная мод. ИР-120-1	86	88	93 (7)	94 (11)	96 (16)	97 (19)	94 (18)	81 (7)	111 (26)
ИР-120-6	101 (2)	110 (18)	110 (24)	106 (23)	105 (25)	102 (24)	95 (19)	90 (16)	109 (24)
Барабан галтовочный	85	91	93 (7)	95 (12)	95 (15)	90 (12)	80 (4)	73	97 (12)
Молоток рубильный пневматический МР-5	91	93 (1)	93 (7)	94 (11)	96 (16)	88 (10)	86 (10)	87 (13)	98 (12)
Камера дробетная	84	87	88 (2)	83	80	76	72	66	86 (1)

В скобках — превышение уровней звука или звукового давления над допускаемыми по ГОСТ 12.1.003—83.

Наибольшее превышение уровней шума над предельно допустимыми характерно для выбивного участка. Так, на рабочих местах операторов выбивных решеток уровень звука превышает допустимый на 20...30 дБА (по громкости — в 4...8 раз), а превышение уровней звукового давления на высоких частотах достигает 30...32 дБ, причем уровень шума постоянно изменяется по частоте и интенсивности (рис. 1) в зависимости от стадии выбивки горелой земли.

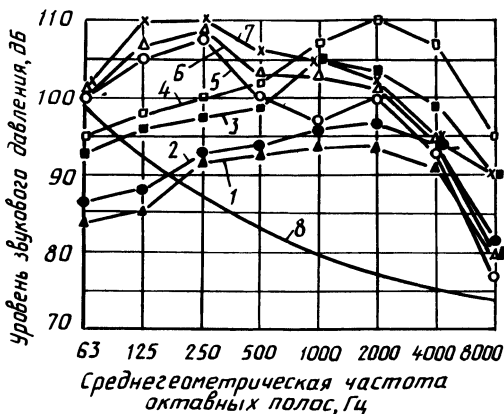


Рис. 1. Спектры шума выбивных решеток ИР-120-1 (1,2), ИР-9 (3,4), ИР-120-6 (5, 6, 7) :
1, 3, 5 — начало выбивки; 2, 4, 7 — окончание выбивки; 6 — процесс выбивки; 8 — по ГОСТ 12.1.003—83

В обрубочно-очистном отделении на рабочих местах у галтовочного барабана превышение уровня звука составляет 12 дБА, а уровней звукового давления — 4...15 дБ в диапазоне 250...4000 Гц. При этом под воздействием шума оказываются все работающие в отделении.

Пневматические рубильные молотки генерируют шум, превышающий допустимый на рабочих местах на 6...13 дБА (по громкости — в 1,6...2,5 раза) и на 7...16 дБ на средних и высоких частотах. На участке мелкого литья источниками наиболее интенсивного шума являются формовочные машины. Уровень шума при этом зависит от модели оборудования, технического состояния машин и колеблется в зависимости от характера выполняемой операции и стадии процесса уплотнения смеси (рис. 2). Превышение уровня шума на рабочих местах формовщиков составляет 9...13 дБА по уровню звука (по громкости — в 1,9...2,5 раза) и 5...15 дБ на средних и высоких частотах по уровню звукового давления.

Анализ шумового режима цеха показывает, что наличие зон с повышенным уровнем шума и рабочих мест с неблагоприятным акустическим климатом связано с ударным режимом работы перечисленных машин и ручного пневмоинструмента.

Источниками интенсивного шума при работе выбивных решеток и формовочных машин являются колебания металлических частей при ударах встряхивающего механизма о раму или станину машины. Значительного снижения шу-

ма можно добиться [1,2] за счет увеличения продолжительности соударения частей машин, изменения режима их работы путем регулировки скорости вращения вибраторов для создания режима периодически повторяющихся ударов и установкой неметаллических упругих прокладок между соударяющимися деталями и узлами.

Шум выхлопа пневмоклапанов формовочных машин можно снизить, используя глушители [1]: металлокерамические, синтетические или с латунной

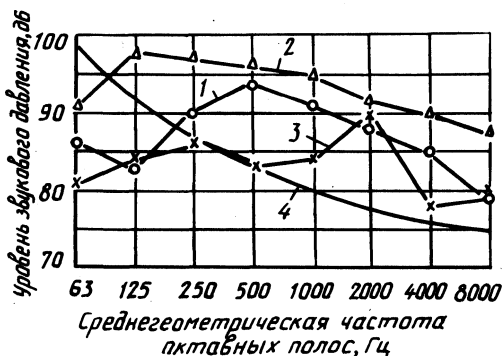


Рис. 2. Спектры шума формовочных машин: 1 — мод. 271; 2 — мод. 232 при виброуплотнении; 3 — мод. 232 совместно с пневмотрамбовкой; 4 — по ГОСТ 12.1.003-83

сеткой. Для снижения шума галтовочного барабана [1...3] необходимы резиновые прокладки между корпусом барабана и футеровочными бронеплитами из листовой технической резины. Интенсивность шума, возникающего при работе рубильных молотков, можно уменьшить за счет применения рабочих органов из сплавов высокого демпфирования [4], изменения параметров зубила, поршня-ударника [1], покрытия деталей рубильного молотка материалами с пониженным звукоизлучением (капроном, текстолитом, стеклопластиком, резиной), а также укладки отливок при обрубке на вибродемпфирующее основание: слой песка, резиновые листы и т.д. Кроме того, галтовочные барабаны и рубильные молотки необходимо отделять звукоизолирующими перегородками.

Внедрение приведенных мероприятий способствует улучшению шумового режима на рабочих местах и в целом по цеху.

ЛИТЕРАТУРА

1. Заборов В.И., Клячко Л.Н., Росин Г.С. Защита от шума и вибраций в черной металлургии. — М., 1976. — 248 с.
2. Борьба с шумом на производстве / Под общ. ред. Е.Я. Юдина. — М., 1985. — 400 с.
3. Инструкция по снижению шума шаровых и стержневых мельниц и галтовочных барабанов. — Челябинск, 1973. — 34 с.
4. Фаватов Ю.К., Огородников Г.М. Снижение шумов и вибраций методом использования конструкционных сплавов высокого демпфирования // Проблемы охраны труда: Тез. всесоюз. межвуз. конф. — Казань, 1974. — 178 с.

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,
С.Е. БЕЛЬСКИЙ, канд. техн. наук,
И.И. ШИМАНСКИЙ (ФТИ АН БССР)

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОТЛИВОК ИЗ ВТОРИЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

С ростом производства алюминия и все более широким применением в промышленности фасонного литья из алюминиевых сплавов повышаются требования к этим материалам.

В работе исследована возможность совершенствования микроструктуры и улучшения комплекса свойств вторичных литейных промышленных сплавов АК5М7 и АК12ММгН проведением их термической обработки перед закалкой и на стадии старения в условиях циклических воздействий. В литом состоянии сплавы имеют грубую дендритную структуру с участками эвтектики, что не обеспечивает удовлетворительного комплекса механических свойств материалов, вероятны поломки наиболее нагруженных частей детали.

В последнее время получила распространение высокотемпературная термоциклическая обработка сплавов в области температур закалки. Циклическую обработку проводили в интервале температур $525 \rightleftharpoons 440$ °С с последующей закалкой. Оптимальное число циклов (десять) определяется размерами отливки, составом сплава. Высокотемпературные циклические нагревы и охлаждения сплавов активизируют процесс перехода легирующих элементов в твердый раствор, приводят к более полному растворению избыточных фаз в алюминиевой матрице, способствуют уменьшению структурной микроликвационной неоднородности. Закалка фиксирует пересыщенный твердый раствор.

Поскольку большинство литейных алюминиевых сплавов являются термически упрочняемыми, представляет интерес исследование влияния циклической тепловой обработки (ТЦО) на распад пересыщенного твердого раствора при его старении. При ТЦО в интервале температур старения использовали электроконтактный нагрев, позволяющий строго контролировать температурный цикл. Тепловой импульс создавался пропусканием тока через образец и позволял осуществить скорость нагрева 10 °С/с. После каждого цикла нагрева производилось водяное охлаждение. Число циклов — 20. Для сравнения проводили старение по стандартному режиму.

Старение сплавов независимо от способа закалки обеспечивает зонную стадию распада с образованием зон Гинье—Престона. Степень распада несколько меньше в сплаве, предварительно прошедшем ТЦО. Отмечается также большая однородность его структуры. В структуре сплавов, закаленных по обычному режиму, в процессе циклического старения образуется метастабильная θ' -фаза, что может быть связано с неоднородностью твердого раствора и наличием объемов, обогащенных медью. Субструктура матричной составляющей после ТЦО — полигональная. Этот фактор в сочетании с измельчением структурных составляющих, дроблением эвтектики, увеличением деформационных дефектов кристаллической решетки за счет фазового наклепа при термоциклической закалке и образованием высокодисперсных зон Гинье—Престона или высокодисперсных фаз при старении, служащих препятствием для движения дис-

Табл. 1. Влияние режимов термической обработки на механические свойства сплавов

Режим термической обработки		Сплав			
		АК5М7		АК12ММгН	
Закалка	Старение	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа
520 °С, 3 ч	165 °С, 5 ч	0,8	193,1	1,9	211,6
525 \rightleftharpoons 440 °С, 10 циклов	165 °С, 5 ч	2	137,2	4	185,2
520 °С, 3 ч	180 \rightleftharpoons 20 °С, 20 циклов	0,4	144,1	3,3	191,1
525 \rightleftharpoons 440 °С, 10 циклов	180 \rightleftharpoons 20 °С, 20 циклов	2,8	119,6	5,4	161,7

локаций, способствует улучшению комплекса свойств сплавов (табл. 1).

Анализ данных по механическим свойствам сплавов указывает на возможность повышения их пластичности в 2...2,5 раза при сохранении высоких значений предела прочности путем сочетания различных вариантов ТЦО при закалке и старении.

Термоциклическая обработка отливок из алюминиевых сплавов способствует также выравниванию и снижению уровня остаточных напряжений.

УДК 669.14.018

О.С. КОМАРОВ, канд. техн. наук,
Н.И. УРБАНОВИЧ,
В.Г. ХОДОСЕВИЧ, канд. техн. наук (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Отливки из белых чугунов предназначаются для работы в условиях абразивного изнашивания, и поэтому главное требование к ним — высокая износостойкость.

Процессы разрушения наружного слоя рабочей поверхности детали из белого чугуна, определяющие ее изнашивание, существенно отличаются от процессов разрушения, вызываемых предельными напряжениями в детали. Поэтому стандартные характеристики конструкционной прочности материалов могут давать очень приблизительное представление о пригодности износостойкого чугуна для работы в тех или иных условиях изнашивания [1]. Одна-

Табл. 1. Механические характеристики чугунов

Марка чугуна	Содержание, % (по массе)							Механические свойства			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Прочие	прочность на разрыв, МПа	прочность на изгиб, МПа	ударная вязкость, Дж/см ²	твердость HRC ₃	
ИЧ300Х28Н2	2,7	0,7	0,4	27,8	1,88		270	840	5,5	46	
ИЧ280Х17Н3Г3	2,7	0,9	2,4	17,4	3,7		350	530	5,5	57	
ИЧ300Х18Г3СМ	3,3	0,43	4,18	17,3	0,2	1 Мо	91	480	3,2	58	
ИЧ320Х12Г3М	3,56	1,43	3,65	11,8	0,2	1 Мо	130	360	3	45	
ИЧ280Х30Г3	2,8	0,53	1,96	27,7	0,2		450	950	7,1	47	
ИЧ300Х18Г3Д2	3,11	0,4	3,6	17,2	0,2	2,1 С	180	460	2,8	46	
ИЧ290Х12Г5	2,8	1,92	4,28	12,14	0,2		250	560	4,1	48	
ИЧ300Х17	2,76	0,96	0,64	17,6	0,61	0,4 Мо	330	730	5,2	47	
						0,1 Тi					
						0,65 V					

ко от этих характеристик зависят конструктивные решения деталей из белых износостойких чугунов с учетом нагрузок в процессе их эксплуатации, транспортных операций при изготовлении, условий монтажа, возможности работы при циклических и ударно-циклических нагрузках и т.д.

В настоящее время в промышленности применяется большое количество различных марок износостойких высокохромистых чугунов, но обстоятельное сравнительное исследование их свойств не проводилось.

В связи с этим ставилась цель провести исследование механических свойств 6...7 марок чугунов, наиболее часто используемых в промышленности, с тем чтобы в зависимости от условий эксплуатации детали рекомендовать определенную марку чугуна для ее производства.

На основании литературного обзора [1] наиболее перспективными являются марки чугунов, приведенные в табл. 1. В литом состоянии исследовались такие прочностные их характеристики, как прочность на разрыв и изгиб, твердость и ударная вязкость.

Для определения прочности на разрыв и ударной вязкости использовали литые образцы стандартных размеров (ГОСТ 1497—73 и ГОСТ 9454—78). В сухой форме на основе циркониевого концентрата одновременно получали три образца для испытаний на разрыв и пять для определения ударной вязкости. Массивные резервуары по краям образцов обеспечивали не только их питание во время затвердевания, но и промывку полости формы в процессе заливки, что способствовало удалению шлака. Температура заливки составляла 1550 °С. Перед испытанием на ударную вязкость на МК-10 образцы шлифовали до размера 10 X 10 мм в поперечном сечении. Испытания на изгиб осуществляли в соответствии с ГОСТ 14019—80. В качестве исходных были выбраны образцы диаметром 30 и длиной 340 мм. Расстояние между опорами — 300 мм. Форма, в которую заливали металл, состояла из трех частей. Нижняя — металлический поддон — обеспечивала направленную кристаллизацию снизу вверх. Среднюю часть изготавливали из сухой песчано-масляной смеси, а верхняя представляла собой заливочную чашу, обеспечивающую распределение металла по полостям формы. Результаты механических испытаний сведены в табл. 1.

Из приведенных данных следует, что в литом состоянии наиболее высокие механические свойства имеет чугун ИЧ280Х30ГЗ, который может быть рекомендован для производства таких высоконагруженных деталей, как лопасти дробебетных барабанов. Заменить его можно чугуном марки ИЧ300Х28Н2.

ЛИТЕРАТУРА

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. — М., 1983. — 174 с.

О.С. КОМАРОВ, канд. техн. наук,
Н.И. УРБАНОВИЧ,
В.Г. ХОДОСЕВИЧ, канд. техн. наук (БПИ),
Л.З. ПИСАРЕНКО,
Н.А. КАШУБА, кандидаты техн. наук (МТЗ)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ОТЛИВКИ РОТОРОВ ВИНТОВЫХ НАСОСОВ

Для выполнения строительно-отделочных работ широко используются шпатлевочные агрегаты, работающие по принципу винтового насоса. Основной их деталью является винтовой ротор, который до настоящего времени получали методом вихревого течения из проката стали 40Х с последующей закалкой в масле. Срок службы серийных роторов колебался от 300 до 500 ч в зависимости от их конструкции и состава отделочных смесей.

Ставилась задача найти сплав, обладающий максимальной износостойкостью, и разработать наиболее простой и дешевый способ изготовления из него роторов винтовых насосов.

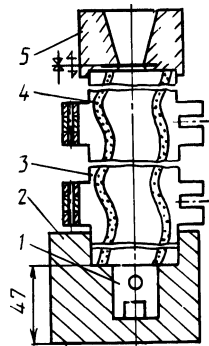
С целью подбора материала, обладающего максимальной стойкостью при работе в гидроабразивной среде, проводили сравнительные испытания образцов, полученных из разных марок чугунов и сталей. Их подвергали различным видам термической и химико-термической обработки. Испытания дублировали на образцах цилиндрической формы и имеющих форму эксцентриксов с имитацией условий работы поверхности роторов. В качестве гидроабразивной среды использовали смесь воды и электрокорунда (50 %) и керамзитовую шпатлевку серийного производства. Во всех случаях наибольшую стойкость, определяемую по потере массы, обеспечивал высокохромистый чугун ИЧ300Х28Н2. Этот сплав выбрали в качестве базового для производства быстроизнашивающихся деталей строительно-отделочных машин.

Принимая во внимание трудность механической обработки высокохромистого чугуна, для производства роторов использовали литейную технологию изготовления. В связи с высокими требованиями к чистоте их поверхности и точности размеров единственным технологическим процессом литья, способным удовлетворить этим требованиям, является метод литья в керамические формы. Его модификация разработана в проблемной литейной лаборатории МТЗ.

Наружный слой формы — металлический литой кожух, внутренний (толщиной 8...10 мм) — керамика. Для удобства выбивки отливок из двухслойной формы кожух делается разъемным двухстворчатым. При отливке ротора (рис. 1) точеный стальной хвостовик 1 устанавливали в гнездо металлической плиты 2 и сверху помещали двухслойную керамическую форму 4 с опорным металлическим кожухом 3 и чашу с фильтровальной сеткой 5. Отверстия в хвостовике, выполненные в виде крестовины, обеспечивали его надежное соединение с винтом.

Для изготовления керамической формы двухстворчатый кожух устанавливали на поддон и в него помещали мастер-винт. В зазор между ними заливали керамическую суспензию, после частичного затвердевания которой мас-

Рис. 1. Литейная форма для отливки роторов винтовых насосов



тер-винт с помощью специального приспособления вывинчивали из формы. Растворитель керамической формы выжигали, форму прокаливали при температуре 900 °С и подавали на сборку. В состав керамической суспензии входили песок 1КО2А — 25 %, дистенсиллимонит — 25 % и маршалит — 50 % (по массе). В качестве связующего использовали этилсиликат (ЭТС-40).

Применение литейной технологии позволило снизить стоимость изготовления роторов насоса до 5... 10 руб. в зависимости от типоразмеров и повысить срок их службы до 2000 ч. По данной технологии на Ворошиловградском машиностроительном заводе отливают в год 14 тыс. роторов. Годовой экономический эффект от ее внедрения превышает 400 тыс. руб.

УДК 621.746

Э.А. ГУРВИЧ, канд. техн. наук,

Н.П. ЖВАВЫЙ,

Н.П. ЖМАКИН, канд. техн. наук (БПИ)

ЭФФЕКТИВНОСТЬ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ЛИТЬЕ ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ В КОКИЛЬ

Принято считать, что в сплавах с высоким углеродным эквивалентом эвтектическая кристаллизация протекает в условиях малого переохлаждения, и поэтому эффект модифицирования "мягких" чугунов незначителен. Это мнение, обоснованное применительно к литью с малыми скоростями охлаждения (в песчаные формы), традиционно распространилось на литье с высокими скоростями охлаждения (литье тонкостенных изделий в кокиль). Исследования, проведенные в НИЛ прикладной теплофизики БПИ, показали, что число эвтектических зерен при литье с большими скоростями охлаждения чугунов с различной степенью эвтектичности уравнивается (рис. 1). Это подтверждает эффективность модифицирования при литье тонкостенных отливок в металлические формы из чугунов с высокой степенью эвтектичности.

Для определения оптимальных параметров модифицирования при литье в кокиль были проведены экспериментальные исследования на плоских чугунных отливках толщиной X_1 от 4 до 15 мм с различной степенью эвтектичности ($S_3 - 0,8...1,05$). Температура расплава перед заливкой составляла 1280... 1300 °С. Кокиль собирался из чугунных плит размером 250 X 250 мм. Изменение толщины X_2 стенки формы (от 10 до 30 мм) позволяло получать различные скорости охлаждения. Температура формы перед заливкой составляла 300...350 °С. В качестве модификаторов использовались лигатуры: ФСЗОРЗМЗ0, СБ20, СК20, ФС75. Модифицирование производилось в ковше перед заливкой

при содержании лигатуры 0,05...0,5 % от массы жидкого металла. Эффективность модифицирования оценивалась по изменению числа эвтектических зерен и глубины отбела отливки.

Наиболее заметный результат при модифицировании чугунов различными лигатурами с высокой степенью эвтектичности (см. рис. 1) был получен при

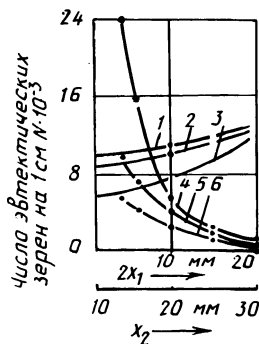


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения отливки на число эвтектических зерен чугуна: 1 - $S_3 = 0,8$; 2 - $S_3 = 0,9$; 3 - $S_3 = 1$; 4 - 0,1 % ФСЗОРЗМЗ0; 5 - 0,1 % ФС75; 6 - исходный чугун; 1,2,3 - $2X_1 = 10$ мм; $X_2 = 10...30$ мм; 4,5,6 - $S_3 = 1,05$, $X_2 = 25$ мм, $2X_1 = 4...20$ мм

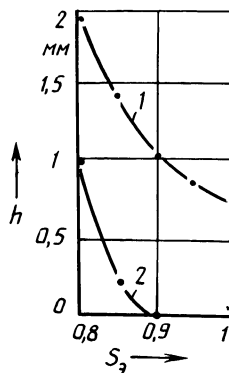


Рис. 2. Влияние степени эвтектичности чугуна на глубину отбела отливки: $X_2 = 25$ мм; $2X_1 = 4$ мм; 1 - исходный чугун; 2 - 0,1 % ФСЗОРЗМЗ0

введении в расплав РЗМ-содержащей лигатуры. Это, очевидно, обусловлено тем, что при больших скоростях охлаждения редкоземельные металлы обладают значительно большей активностью в образовании центров кристаллизации по сравнению с другими элементами, что оказывает влияние на конечную структуру отливки, делая ее мелкозернистой с повышенными механическими свойствами. На рис. 2 показано, что использование 0,1 % лигатуры ФСЗОРЗМЗ0 даже при степени эвтектичности 0,9 позволяет полностью исключить отбел в тонкостенной отливке при литье в кокиль.

Таким образом, при использовании в качестве модификатора лигатур на базе редкоземельных металлов при литье в кокиль чугунов с различной степенью эвтектичности можно получать отливки толщиной 4...6 мм без отбела с равномерной и мелкозернистой структурой, обладающие высокими механическими свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

Р.И. ЕСЬМАН,
А.С. КАЛИНИЧЕНКО, кандидаты техн. наук,
М.А. АНТОНЕВИЧ, Э.Д. СЫЧИКОВ (БПИ)

К ОЦЕНКЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ставилась задача оценить скорость охлаждения тонкого слоя расплава при его затвердевании на металлической подложке в процессе закалки из жидкого состояния. Процессы закалки из жидкого состояния позволяют получать изделия с микрокристаллической структурой, свободной от сегрегационных эффектов, и фиксировать аморфное состояние расплава [1]. Зная скорости охлаждения, можно оценить степень переохлаждения расплава перед кристаллизацией и возможность фиксирования его аморфного состояния.

На основе построенной математической модели охлаждения расплава при несимметричных граничных условиях 3-го рода был разработан алгоритм решения и написана ФОРТРАН-программа. По обобщенным результатам большого количества численных экспериментов построена номограмма, позволяющая связать между собой такие параметры, как толщина слоя охлаждающегося расплава δ , интенсивность теплоотвода α , начальная температура формы $T_{2,0}$ и скорость охлаждения ϵ .

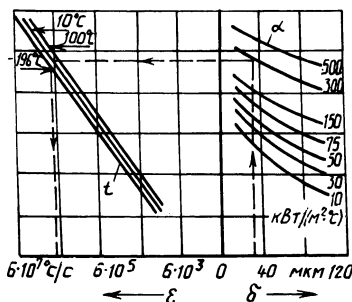


Рис. 1. Номограмма для определения скорости охлаждения расплава ϵ

На рис. 1 приведена номограмма для оценки скорости охлаждения расплава при литье на медном валке. Анализ показывает, что наиболее сильное влияние на скорость охлаждения расплава оказывают толщина слоя жидкого металла и интенсивность теплообмена. От начальной температуры валка скорость охлаждения зависит меньше, что согласуется с выводами работы [2]. При толщинах слоя расплава менее 40 мкм скорость охлаждения более чувствительна к изменениям технологических параметров процесса, выше 50 мкм наблюдается почти линейная зависимость скорости охлаждения от основных технологических параметров.

Расчеты по оценке скоростей охлаждения были проведены для различных материалов теплоотводящей поверхности. Установлено, что материал валка не оказывает существенного влияния на скорость охлаждения расплава только при толщине его слоя менее 20 мкм и значениях коэффициента теплоотдачи

от расплава к валку выше $300 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$. При толщинах более 50 мкм наблюдается значительная зависимость скорости охлаждения расплава от теплофизических свойств материала теплоотводящей среды. Показано удовлетворительное совпадение расчетных скоростей охлаждения и полученных в экспериментах, что подтверждает адекватность математической модели измерениям междендритного параметра образца.

Таким образом, в результате проведенных исследований разработан метод оценки скорости охлаждения расплава при закалке из жидкого состояния, что позволяет определить степень переохлаждения затвердевающего объема перед кристаллизацией, а также оценить возможность фиксирования его аморфного состояния.

ЛИТЕРАТУРА

1. H. J. Jones. Rapid Solidification of Metals and Alloys. — London, 1982. — 86 p. 2. М. И. Р. о ш н и ч е н к о И.С. Закалка из жидкого состояния. — М., 1982. — 168 с.

УДК 621.74:669-158.81

Э.А. ГУРВИЧ, Н.П. ЖМАКИН,
А.С. КАЛИНИЧЕНКО, кандидаты техн. наук,
Е.М. ТАЙЦ (БПИ)

ПРИБЛИЖЕННЫЙ МЕТОД РАСЧЕТА ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Рассмотрим условия растекания капли расплава при охлаждении ее на металлической подложке в процессе закалки из жидкого состояния. Для удобства анализа возьмем вначале случай нахождения капли на неподвижной подложке (рис. 1, а). Действительная ее форма определяется силами поверхност-

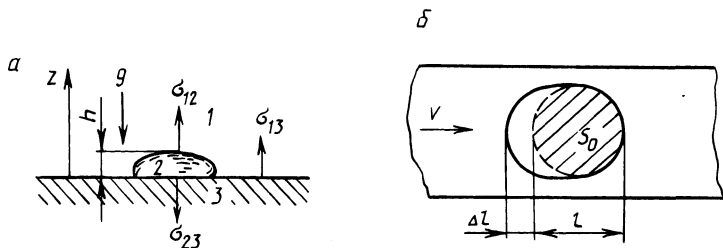


Рис. 1. Расчетная схема:
а — для неподвижной подложки; б — для движущейся подложки

ного взаимодействия между расплавом и подложкой σ_{23} , подложкой и воздухом σ_{13} , расплавом и воздухом σ_{12} , ускорением свободного падения g. Запишем уравнение для энергии:

$$E = E_g + E_\sigma. \quad (1)$$

Составляющие уравнения (1)

$$E_g = S \int_0^h \rho g z dz = 1/2 \cdot \rho g V h;$$

$$E_\sigma = \sigma_{12} S_0 + \sigma_{23} S_0 - \sigma_{13} S_0 = V/h \cdot (\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}),$$

где ρ – плотность материала расплава, кг/м³; V – объем капли, м³; h – высота капли, м; $S_0 \approx S_{12} \approx S_{23} \approx V/h$ – площадь соприкосновения капли с подложкой, м².

Тогда полная энергия

$$E = 1/2 \cdot \rho g h V + V/h \cdot (\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}).$$

Из условия минимизации энергии $dE/dh = 0$ находим

$$h = \left(\frac{\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}}{\rho g} \right)^{1/2} \quad (2)$$

Площадь контакта

$$S_0 = \frac{V}{h} = V \left(\frac{\rho g}{\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}} \right)^{1/2}. \quad (3)$$

Проанализируем случай, когда капля попадает на поверхность, движущуюся со скоростью v . Для этих условий площадь поверхности соприкосновения капли с подложкой

$$S_1 = S_0 (1 + k \Delta l / l), \quad (4)$$

где $k = 0,887 t_{\text{затв}} / (t_{\text{затв}} + t_p)$; $t_{\text{затв}}$ – время охлаждения и затвердевания слоя расплава, с; t_p – условное время формирования поверхности соприкосновения $t_p = h^2/\nu$, с; ν – коэффициент кинематической вязкости, м²/с; $\Delta l = v t_p$; $l = \sqrt{S_0}$.

Время $t_{\text{затв}}$ определяется из условия теплового баланса между расплавом и подложкой:

$$t_{\text{затв}} = \frac{(\Delta T c_p + L) \rho h^2 \sqrt{\lambda_p c_p \rho_p}}{\Delta T \lambda_n \sqrt{\lambda_n c_n \rho_n}},$$

где $\Delta T = T_{\text{зал}} - T_{\text{к}}$; $T_{\text{зал}}$, $T_{\text{к}}$ – температура соответственно расплава в момент заливки и подложки, К; λ_n , λ_p – коэффициент теплопроводности материала соответственно подложки и расплава, Вт/(м·К); c_n , c_p – удельная теплоемкость материала подложки и расплава, Дж/(кг·К); ρ_n , ρ_p – плотность материала подложки и расплава, кг/м³.

Тогда выражение (4) с учетом (2) и (3) примет вид

$$S_1 = V \left(\frac{\rho g}{\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}} \right)^{1/2} \left[1 + k \frac{v}{\nu} \left(\frac{\sigma_{12} + \sigma_{23} - \sigma_{13}}{\rho g V^{0,4}} \right)^{1,25} \right].$$

Отсюда методом последовательных приближений можно определить S_1 и $h_1 = V/S_1$. Зная толщину заготовки, можно найти скорость охлаждения расплава, что необходимо для оценки переохлаждения расплава перед кристаллизацией и возможности фиксирования его аморфного состояния.

УДК 621. 74.045

Г.Х. БЛЕХМАН,
Л.Ш. ЗАРЕЦКИЙ, канд. техн. наук (НИИЛИТАвтопром),
В.П. КОЖИН, канд. техн. наук (НПО "Центр"),
Ю.А. ЛОСЮК, канд. техн. наук (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ФОРМЫ НА КИНЕТИКУ ОТВЕРЖДЕНИЯ ПЕСЧАНО-СМОЛЯНЫХ СМЕСЕЙ

При литье в облицованные кокили широко применяют песчаные смеси с фенолформальдегидными связующими. На процесс отверждения терморективного связующего решающее влияние оказывает температура формы. При этом скорость реакции поликонденсации, лежащей в основе процесса отверждения, описывается кинетическим уравнением второго порядка:

$$\frac{d\varphi}{dt} = A \exp\left(-\frac{E_a}{R_\mu T}\right) (1 - \varphi)^2, \quad (1)$$

где φ — концентрация высокомолекулярного продукта реакции; A — постоянная реакции; E_a — энергия активации; T — температура реакционной среды; R_μ — универсальная газовая постоянная.

Экспериментальное исследование в условиях одностороннего нагрева показало, что время отверждения смеси значительно превышает время достижения в ней квазистационарного температурного поля. Отсюда после интегрирования уравнения (1) и логарифмирования решения получаем

$$\ln t = m/T - \ln \varphi_0,$$

где t — время отверждения смеси; $m = E_a/R_\mu$; $\varphi_0 = A(1 - \varphi)$.

Значения m и φ_0 находятся экспериментально по изменению толщины твердого слоя смеси во времени.

Испытанию подвергалась смесь, состоящая из 97,5 % кварцевого песка марки 1К02А и 2,5 % (по массе) фенолформальдегидного связующего СФП-011Л. Одна плита нагревалась до 220, 250 и 280 °С, температура водоохлаждаемой плиты поддерживалась равной 20 °С. В течение 4 мин через каждые 30 с со стороны холодной плиты в смесь внедряли щупы под давлением 6 МПа. По глубине их проникания определяли толщину твердого слоя. По этим данным строились графики в полулогарифмических координатах $\ln t - 1/T$, с помощью которых вычислялись значения m , φ_0 , E_a , приведенные ниже:

$T, ^\circ\text{C}$	$m, 1/\text{K}$	$E_a, \text{кДж/моль}$	φ_0	φ (при $A = 4,3$)
220	1250	10,4	0,41	0,905
250	1040	8,7	0,34	0,92
280	1010	8,4	0,43	0,9

Полученные результаты позволяют определить время отверждения связующего до заданной концентрации конечного продукта в зависимости от температуры нагрева оснастки.

УДК 621.74.045

Г.Х. БЛЕХМАН,
Л.Ш. ЗАРЕЦКИЙ, канд.техн.наук (НИИЛИТААвтопром),
Ю.А. ЛОСЮК, канд.техн.наук (БПИ)

УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ ПЕСЧАНО-СМОЛЯНЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ КОКИЛЬНЫХ ОБЛИЦОВОК

Производительность оборудования для литья в облицованные кокили в значительной мере определяется продолжительностью отверждения песчано-смоляных облицовок, которая составляет не менее половины времени технологического цикла получения отливки.

В работе приведены результаты исследований влияния различных добавок на кинетику нарастания твердого слоя облицовочной смеси в условиях одностороннего нагрева. В полость с зазором 8 мм, образованную плитами с разными температурами (220 и 20 °С), вдували холодноплакированную смесь (массовая доля песка кварцевого – 97,5 %, связующего СФП-011Л – 2,5 %). При помощи щупов диаметром 2,8 мм определялась толщина отвердевшего слоя.

Испытаны смеси с добавкой борной, ортофосфорной, щавелевой кислот, окислов магния, железа, алюминия, солей аммония, уротропина и др. [1]. При введении перечисленных добавок ускорение отверждения отмечено в смесях, содержащих 1 часть (по массе) хлористого аммония или борной кислоты. Наибольший каталитический эффект дает борная кислота.

В следующей серии экспериментов по описанной методике определялось влияние содержания борной кислоты в смеси на продолжительность отверждения центральных слоев образца размером 10 X 10 X 70 мм в условиях симметричного нагрева. Опыты показали, что заметное (на 20...30 %) ускорение отверждения достигается при соотношении борной кислоты и связующего, равном 0,2...0,3.

Дальнейшее экспериментальное исследование ставило своей целью выбор более дешевых эффективных упрочняющих добавок. С помощью прибора мод. 4631 конструкции НИИЛИТААвтопрома установлено существенное (в 1,5...1,8 раза) увеличение прочности облицовок толщиной 4 и 8 мм из смесей

с добавкой 0,1...0,2 % уротропина при температуре испытаний 180...260 °С и времени отверждения 30...180 с. Такая добавка позволяет при той же прочности облицовки уменьшить содержание связующего на 20...30 %.

Разработанная облицовочная смесь с добавками борной кислоты и уротропина рекомендована для промышленных испытаний на кокильном оборудовании НИИЛИТАвтопрома для литья автотракторных гильз цилиндров.

Использование одной карусельной кокильной машины для литья в облицованные кокили с применением смеси, имеющей добавки уротропина и борной кислоты, дает экономический эффект только в сфере производства 10...15 тыс. руб. в год.

ЛИТЕРАТУРА

1. С е р е б р о В.С., Р и ц Б.А., С е р г е е в а Т.Е. Отверждение и термическая деструкция фенолформальдегидного связующего // Литейное производство. — 1974. — № 2. — С. 16—17.

Л.С. ЛЯХОВИЧ,
Р.И. ФУРУНЖИЕВ, д-ра техн. наук,
Б.М. ХУСИД, д-р физ.-мат. наук,
Б.Б. ХИНА, В.В. ВАРВКО (БПИ)

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА ПО РАЗРАБОТКЕ СОСТАВА СТАЛИ С ОПТИМАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ НА ЭВМ В ДИАЛоговом РЕЖИМЕ

При выполнении лабораторной работы на ЭВМ в режиме диалога студенты решают типичную задачу металловедения — разрабатывают состав стали, обладающей оптимальным сочетанием противоположных механических свойств: прочности и пластичности. В основу работы положены формулы, связывающие механические свойства марганцовистых сталей с их составом, полученные в [1] на основании обработки экспериментальных данных. В лабораторной работе предусмотрено 8 вариантов сочетаний двух механических свойств стали: σ_B (предел прочности) и δ (относительное удлинение); σ и ψ (относительное сужение); $\sigma_{0,2}$ (предел текучести) и ψ ; $\sigma_{0,2}$ и δ ; σ_B и a_1^{+20} (ударная вязкость при $+20^\circ\text{C}$); $\sigma_{0,2}$ и a_1^{+20} ; a_1^{+20} и a_1^{-70} (ударная вязкость при -70°C), σ_B и a_1^{-70} [1].

Для реализации лабораторной работы на ЭВМ разработан пакет прикладных программ (ППП). С целью определения состава марганцовистой стали с оптимальным комплексом свойств в ППП используется метод симплекс-планирования эксперимента [2]. Для организации обращения к ППП в режиме диалога с ЭВМ на кафедре "Кибернетика и вычислительная техника" БПИ разработана диалоговая вычислительная система (ДВС) СТАРТ [3].

Лабораторная работа выполняется на ЭВМ в следующем порядке. После ввода ее названия, фамилии студента и номера группы на экран дисплея выводятся составы базовых сплавов: 1—Fe + 8 % Mn, 2 — Fe + 6 % Mn, 3 — Fe + 6 % Mn + 0,6 % C (массовая доля). Студент задает номер варианта работы и выбирает порядок симплекс-модели: второй, неполной третьей, третьей, неполной четвертой или пятой степени. После этого он вводит в ЭВМ составы сплавов для выполнения экспериментального исследования их свойств с целью расчета коэффициентов выбранной симплекс-модели. Количество вводимых с дисплея чисел определяется порядком симплекс-модели: для модели 2-й степени — 6, неполной 3-й — 7, 3-й — 10, неполной 4-й — 9, 4-й степени — 15 опытов. Кроме того, студент выбирает количество дополнительных опытов и число их повторений в каждой точке плана и вводит составы сплавов для дополнительных экспериментов. Эти параметры необходимы для проверки адекватности симплекс-модели с помощью t -критерия Стьюдента.

После ввода исходных данных система СТАРТ интерпретирует их значения и передает в ППП. Подпрограмма COORD проверяет составы сплавов, указанные студентом для выполнения экспериментальных исследований. В случае, если они заданы неправильно, подпрограмма выдает сообщение об ошибке и завершает работу. При этом студенту предлагается вернуться к началу ла-

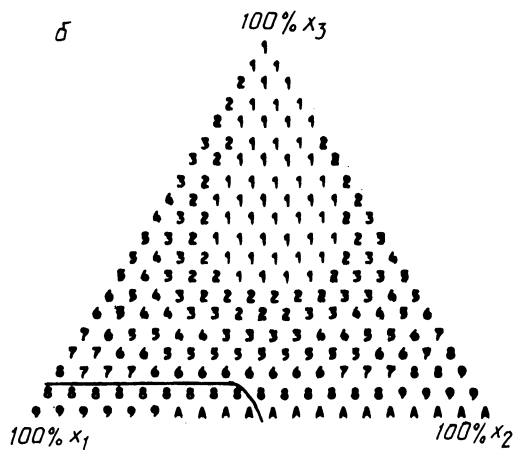
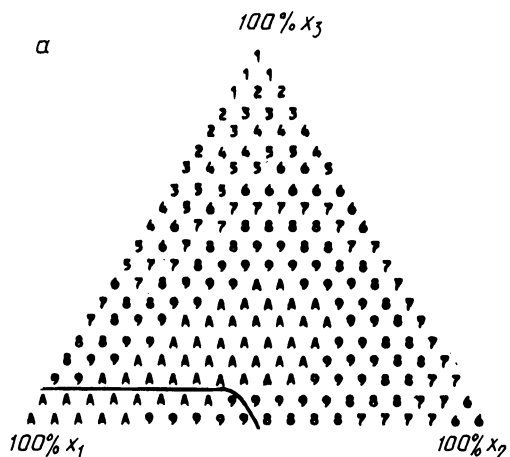


Рис. 1. Цифровые диаграммы состав-свойство:
 а - σ ($1 - 890$, $A - 1150$ МПа, шаг увеличения $H = 29$ МПа); б - a^{70} ($1 - 0$, $A - 15,3$ МДж/м², $H = 1,7$ МДж/м²)

бораторной работы и откорректировать исходные данные. Если же ошибок не обнаружено, начинает работать подпрограмма EXPR, которая имитирует выполнение эксперимента: по формулам [1] рассчитываются значения механических свойств стали для данного варианта. При выполнении расчетов с по-

мощью стандартной подпрограммы RANDU генерируется случайная ошибка эксперимента в пределах $\pm (5...10)$ % от вычисленного значения. Результаты выводятся на экран дисплея.

После проведения "эксперимента" на основании полученных результатов подпрограмма SHEFFE рассчитывает коэффициенты полинома Шеффе, т.е. коэффициенты соответствующей симплекс-модели. Результаты выводятся на экран дисплея.

Далее производится проверка адекватности симплекс-модели. Подпрограмма EXPR1 имитирует выполнение дополнительного эксперимента: для сплавов, составы которых указаны студентом, по формулам [1] определяются значения их механических свойств с добавлением случайной ошибки. В случае, если составы сплавов неверны, например сумма концентраций элементов не равна 100 %, подпрограмма выдает сообщение об ошибке. При этом система предлагает студенту вернуться к началу лабораторной работы и исправить ошибку. Если ошибки нет, то результаты дополнительного "эксперимента" высвечиваются на экране дисплея. После этого с помощью полученных ранее коэффициентов симплекс-модели производится расчет значений механических свойств сплавов в точках дополнительных экспериментов. Рассчитанные значения сравниваются с "экспериментальными", и вычисляется t -критерий Стьюдента для данной модели, который выводится на экран дисплея. Если преподавателем было указано, что случайная ошибка эксперимента равна нулю, t -критерий не вычисляется. На основании сравнения рассчитанного значения t -критерия с табличным студент принимает решение об адекватности симплекс-модели. Если модель неадекватна, то он возвращается к началу работы и выбирает модель более высокого порядка, если адекватна, производит расчет функции отклика. Результаты представляются в виде цифрового рисунка (рис. 1), который высвечивается на экране дисплея. По окончании работы все результаты распечатываются на бумаге.

На основании рассчитанной функции отклика студент определяет состав марганцовистой стали, обладающей оптимальным комплексом механических свойств. Так, для изображенного на рис. 1 случая оптимальное сочетание предела прочности и ударной вязкости при -70 °С: $\sigma_B = 1120...1150$ МПа и $a_n^{-70} = 12...15$ МДж/м² у сплавов состава $x_1 = 100...50$ %, $x_2 = 0...50$ %, $x_3 = 0...5,2$ %, т.е. содержащих 7...8 % Mn, до 0,03 % С, остальное — железо.

Использование описанной выше лабораторной работы в учебном процессе позволяет на конкретном примере типичной металлургической задачи научить студентов-металлургов общению с ЭВМ в режиме диалога.

ЛИТЕРАТУРА

1. Балычев Ю.М., Каченко Ф.К. Использование метода планирования эксперимента для исследования механических свойств марганцовистых сталей // МиТОМ. — 1984. — № 12. — С. 28—31.
2. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металлургии. Ч. IV. Планирование экспериментов при изучении диаграмм состав—свойство. — М., 1971. — 148 с.
3. Диалоговая вычислительная система автоматизации научно-технических расчетов (СТАРТ) / В.В. Варавко, В.П. Аксенчиков, Е.П. Балашова и др. — М., 1985. — Деп. в ГосФАП СССР, № 508550000642.

ДИФФУЗИОННОЕ ЦИНКОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВОЙ ФОЛЬГИ

В работе предложен метод управления процессом диффузионного цинкования алюминиевой фольги, позволяющий прогнозировать степень ее легирования цинком в зависимости от состава насыщающей среды. Этот метод основан на том, что на определенном этапе ХТО за счет выравнивания химических потенциалов цинка в смеси и фольге между ними прекращается диффузионный массоперенос [1]:

$$\mu_{Zn}^{\Phi} = \mu_{Zn}^{CM} = kT \ln c_{Zn}^{\Phi} \gamma_{Zn}^{\Phi} = kT \ln c_{Zn}^{CM} \gamma_{Zn}^{CM}, \quad (1)$$

где k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура ХТО; c_{Zn}^{Φ} и c_{Zn}^{CM} – относительные атомные доли цинка в фольге и смеси; γ_{Zn}^{Φ} и γ_{Zn}^{CM} – коэффициенты активности Zn.

Поскольку температура является заданной постоянной величиной и не меняется в процессе ХТО, для упрощения расчетов можно ограничиться следующей записью:

$$c_{Zn}^{\Phi} \gamma_{Zn}^{\Phi} = c_{Zn}^{CM} \gamma_{Zn}^{CM}. \quad (2)$$

Как показали экспериментальные исследования, при ХТО Al-фольги марки А0, толщина которой позволяла получать сквозное насыщение в предварительно отожженных смесях ($t_{отж} = 560$ °С, $t_{ХТО} = 8$ ч) на основе Al и Zn [2], массовая доля цинка в фольге не превосходит массовую долю цинка в смеси. При $t_{ХТО} = 500$ °С максимально достижимая концентрация цинка в Al-фольге составляет 33 %, и с ростом процентного содержания Zn в смеси это значение не увеличивается.

При концентрациях Zn в насыщающей смеси не более 20 % (по массе) $t_{ХТО} = 500, 550$ °С, $\tau = 4$, относительная атомная доля Zn в фольге устанавливается в равной c_{Zn}^{CM} . Из уравнения (2) следует, что в этом случае $\gamma_{Zn}^{\Phi} = \gamma_{Zn}^{CM}$. С увеличением концентрации цинка в насыщающей смеси свыше 20 % коэффициент взаимной диффузии, как показал теоретический анализ [3], начинает уменьшаться. Это в свою очередь приводит к замедлению массопереноса цинка в Al-фольгу, т.е. к нарушению равенства (1). В результате фольга содержит цинка меньше, чем насыщающая смесь. Так, например, при массовой доле Zn в смеси 30 % обработанная в течение 4 ч при $t_{ХТО} = 500$ °С фольга содержит 27 % Zn.

Введением различного рода веществ в насыщающую смесь также можно регулировать степень легирования обрабатываемой фольги. Например, если смесь на основе Al и Zn содержит 20% Zn, то введением хрома и цинката алюминия можно добиться увеличения содержания цинка в фольге до 24...26%. Однако и при таком способе доля цинка в фольге не может стать выше 33 %.

Медь и никель, наоборот, понижают активность насыщающей среды по мере увеличения их процентного содержания в смеси, в результате чего степень легирования фольги падает.

Разбавление насыщающей смеси на основе Al и Zn окисью алюминия до 50 % не влияет на степень легирования фольги.

Рентгеноструктурный и химический анализы фольги, обработанной в указанных выше составах, показал, что при данных параметрах ХТО в ней образуется твердый раствор Al-Zn. Следовательно, левая часть уравнения (2) характеризует только c_{Zn}^{ϕ} , поскольку $c_{Al}^{\phi} = 1 - c_{Zn}^{\phi}$. Правая же часть этого уравнения представляет собой функцию не только атомных долей Zn и Al, но и вводимых компонентов. Тем самым соотношение (2) позволяет, рассчитав коэффициенты активности Zn для смеси и фольги [1], [3], определить зависимость c_{Zn}^{ϕ} от состава насыщающей смеси. Это дает возможность заранее предсказать степень легирования Al-фольги.

Предложенный в этой работе метод позволяет управлять процессом диффузии цинка в алюминий и тем самым прогнозировать необходимые эксплуатационные характеристики алюминия благодаря различной степени его легирования цинком.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. — М., 1981. — 351 с. 2. Диффузионное цинкование алюминиевых сплавов / Л.С. Ляхович, Б.С. Кухарев, В.В. Казак, Н.Г. Кухарева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 1985. — № 6-С. 62-64. 3. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. — М., 1978. — 248 с.

УДК 621.357.75:669.11+621.793.6

Л.Г. ВОРОШНИН, д-р техн. наук,

Г.Г. ПАНИЧ, канд. техн. наук,

Ю.С. ШОЛПАН, С.А. ТАМЕЛО, канд. техн. наук (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМБИНИРОВАННЫХ ГАЛЬВАНОДИФУЗИОННЫХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Авторами работ [1-3] отмечено, что нанесение никелевых электролитических покрытий перед химико-термической обработкой (ХТО) изделий позволяет существенно повысить их коррозионную стойкость. Это особенно важно при защите деталей оборудования пищевой промышленности.

Электролитическое никелевое покрытие толщиной 25...30 мкм наносили на поверхность образцов из стали 45 и чугуна СЧ 20. После этого их подвергали ХТО в порошковых алюмотермических смесях при 1000 °С в течение 4 ч. Полученные покрытия исследовали методами металлографического, дюрOMETРИЧЕСКОГО, рентгеноструктурного (РСА) и микрорентгеноспектрального (МРСА) анализа. Методом РСА определяли как фазовый состав, так и текстуру, относительное количество фаз в слоях и их составы, т.е. возможности взаимной диффузии элементов; методом МРСА — усредненный состав слоев

по их толщине. Результаты PCA обрабатывали на программируемой микроЭВМ, что позволило резко снизить затраты времени на расчет и увеличить информативность метода. При ХТО никелевого покрытия на образцах из стали и чугуна фазовый состав диффузионных слоев зависит от насыщающей смеси.

Результаты исследований позволили выделить 4 типа структур.

1. После насыщения образцов Cr + Ni, Cr + W, Cr + Mo, Cr + Co + W получается твердый раствор диффузанта в гальваническом никеле, имеющем текстуру осаждения [110]. Ранее аксиальная кристаллографическая текстура в слоях типа твердого раствора не обнаруживалась. В зоне, прилегающей к сплаву-основе, наблюдается значительная диффузия железа в никель. При насыщении в этих смесях образцов из стали и чугуна без никелевого гальванического покрытия на их поверхности образуется карбид быстрорежущей стали Me_6C .

2. После насыщения образцов Co и Cu под действием мощного потока диффузанта образуется их твердый раствор в никеле. В результате происходит диссипация или даже переориентировка аксиальной текстуры. Диффузия железа в гальванический никель в слоях этого типа почти отсутствует.

3. После насыщения образцов Cr, Cr + V, Cr + Co, Cr + Ti и V на их поверхности в результате взаимодействия диффузанта и углерода сердцевины изделия образуется карбидный слой. Под ним находится низколегированный текстурованный твердый раствор диффузанта в никеле. Основная фаза слоя карбидов — Me_7C_3 (где металлом является хром с примесью V, Ti), в отличие от традиционного карбидного слоя, состоящего из $Me_{23}C_6$. После ванадирования на поверхности образцов обнаружены моно- и гемикарбид ванадия. На чугунных образцах толщина карбидных слоев в 1,5 раза больше, чем на стальных (до 20...25 мкм).

4. После титанирования, титанованадирования, титанокобальтирования и титаносилицирования образуются интерметаллидные слои сложного фазового состава и структуры. Основной диффузант этих слоев — титан, а преобладающая фаза — низший титанид никеля Ni_3Ti . Дисперсного титанида железа Fe_2Ti содержалось меньше. Слои этой разновидности имели наибольшую толщину (60 мкм), практически весь никель гальванического покрытия здесь был израсходован на образование соединений.

Покрyтия всех структурных типов испытывали на коррозионную стойкость в 5 %-ных водных растворах уксусной, щавелевой, яблочной, винной и лимонной кислот в течение 2000 ч. Наиболее высокую стойкость показали слои, имеющие структуру третьего типа (карбидные). Они относятся к группе "весьма стойких" материалов (2...3-й балл коррозионной стойкости по ГОСТ 13819—68). Наименее стойки слои концентрированного твердого раствора — кобальтированные, медненные (группа "пониженно-" и "малостойких" материалов, 6...8-й балл), которые можно сравнить со стойкостью карбидных слоев без никелевой подложки.

Механизм разрушения комбинированного покрытия в начальной стадии аналогичен механизму коррозии карбидных слоев на стальных образцах. Коррозия начинается с проникновения агрессивной среды по микротрещинам в карбидном слое, возникающим за счет различия коэффициентов термического расширения слоя и сердцевины, к лежащему ниже слою. Если после мест-

ного поражения "традиционного" карбидного слоя в этом месте начинается интенсивное разрушение самого изделия, то в комбинированном покрытии коррозия распространяется в продольном направлении по поверхности раздела карбид—никель. Последнее установлено при металлографическом анализе образцов и происходит за счет того, что при обнажении никеля коррозионный ток электрохимической системы "карбида хрома — твердый раствор никеля" снижается, и растворение второй фазы системы длительное время происходит в поверхностном слое, не переходя в глубь покрытия. Гравиметрическими и металлографическими исследованиями установлено, что стравливание карбидного слоя наблюдается после выдержки образцов в пищевых кислотах в течение 1000...1500 ч.

Следовательно, для обеспечения высокой защитной способности диффузионных слоев в растворах пищевых кислот никелированные изделия необходимо насыщать хромом с добавками более сильных карбидообразователей (ванадия, титана), растворимых в высших карбидах хрома Me_7C_3 и Me_3C_2 . Использование таких покрытий для защиты деталей оборудования пищевой промышленности позволило получить годовой экономический эффект более 60 тыс. руб.

ЛИТЕРАТУРА

1. Федорченко И.М., Гуслиенко Ю.А., Лучка М.В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов с электрохимическими покрытиями // Защитные покрытия на металлах. — Киев. — 1981. — Вып. 15. — С. 24—28. 2. А.с. 870497 (СССР). Способ получения диффузионных покрытий на углеродистых сталях / Л.С. Ляхович, Л.Г. Ворошнин, Б.С. Кухарев и др. 3. Коррозионная стойкость в морской воде углеродистой стали с защитными покрытиями / Г.В. Земсков, Р.Л. Коган, В.П. Курис и др. // Защитные покрытия на металлах. — Киев, 1979. — Вып. 13. — С. 77—79.

УДК 621.785.539

К.Э. МОХАМЕД,

Б.С. КУХАРЕВ, канд. техн. наук (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ АЛЮМОЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ МАРКИ СТЗ

Алюмоцинковые покрытия на образцах из углеродистой стали, полученные из расплава цинка с различным содержанием Al, превосходят по коррозионной стойкости покрытия на основе чистых металлов Al или Zn [1, 2].

Исследовалась возможность получения алюмоцинкового покрытия диффузионным методом из порошковых сред при осуществлении процесса насыщения образцов последовательным методом по схеме: цинкование с последующим алитированием [3].

В работе [4] рассматривалось получение комплексного алюмоцинкового покрытия при осуществлении процесса насыщения по схеме: алитирование с последующим цинкованием. Коррозионная стойкость полученного покрытия в 3 %-ном растворе NaCl при периодическом погружении образцов во много раз выше, чем цинковых или алюминиевых.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния состава алитирующей среды, температурных параметров алитирования и последующего цинкования на электрохимические характеристики и коррозионную стойкость стали марки Ст3 с алюмоцинковым покрытием в различных средах, имитирующих условия атмосферной коррозии.

Процесс алитирования проводили в порошковой среде, содержащей 70 % (по массе) ферроалюминия (Al от 10 до 50 %), 30 % оксида алюминия и 1 % активатора процесса AlF_3 , при температурах 800 и 850 °C в течение 4 ч.

Процесс цинкования осуществляется при температурах 400, 450, 500 и 550 °C в течение 4 ч в порошковой смеси: 50 % Zn + 45 % Al_2O_3 + 4 % MgO + 1 % LiF.

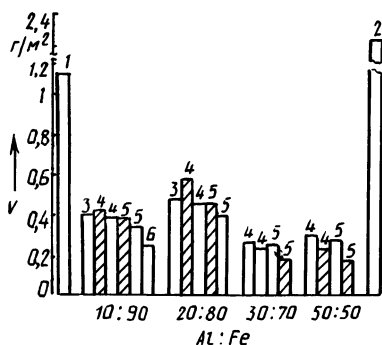


Рис. 1. Коррозионная стойкость покрытий в 3%-м растворе NaCl: 1 — чистое алитирование при 850 °C в смеси 50:50; 2 — чистое цинкование при 500 °C; 3 ... 6 — алитирование при 850 и 800 °C (заштриховано) с последующим цинкованием соответственно при 400, 450, 500 и 550 °C

Коррозионную стойкость исследовали путем периодического погружения образцов в 3%-й раствор NaCl на 1 ч и выдержки их на открытом воздухе в течение 7 ч. На рис. 1 показана скорость v коррозии покрытий (в сутки) после 15 сут испытания. Видно, что последующее цинкование алитированных образцов повышает коррозионную стойкость алюминидных покрытий, причем этот эффект возрастает по мере увеличения содержания Al в насыщающей среде.

Ниже дана общая характеристика внешнего вида покрытий после испытания:

Процесс	Характеристика поверхности
Цинкование, $t_{Zn} = 500$ °C, $\tau = 4$ ч	Сильное потемнение, продукты коррозии цинка — в виде пятен
Алитирование + цинкование (алитирование в смесях, бедных алюминием, — 10...20 % Al)	Незначительное потемнение, тонкий налет серо-белых продуктов коррозии
Алитирование + цинкование (алитирование в смесях, богатых алюминием, — 30...50 % Al)	Появление незначительных очагов коррозии стали
Алитирование, $t_{Al} = 850$ °C, $\tau = 4$ ч (в смеси — 50 % Al)	Образование сплошного слоя красной ржавчины

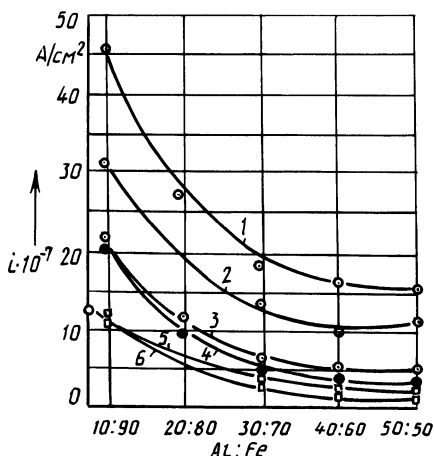
Электрохимические исследования проводили на потенциостате типа П-5848 в 3 %-м растворе NaCl. Установлено, что электродные потенциалы ком-

плексного покрытия находятся в пределах $-0,89...-0,96$ В. В случае же цинкования и алитирования (в смесях с высоким содержанием алюминия) эти значения соответственно равны $-0,81$ и $-0,65$ В. Электродный потенциал углеродистой стали марки Ст3 в этой среде составляет $-0,49$ В. Это свидетельствует о наличии защитного протекторного действия у исследуемых покрытий по отношению к стали марки Ст3.

Токи коррозии определяли методом четырех точек в зависимости от исследуемых параметров процесса насыщения. Полученные результаты (рис. 2) показывают, что плотность i токов коррозии при алитировании уменьшается с увеличением температуры насыщения смеси и содержания в ней

Рис. 2. Зависимость плотности токов коррозии от условий ХТО:

1,2 — чистое алитирование при 800, 850 °С (4 ч); 3,4 — алитирование при 800 °С с последующим цинкованием при 450, 500 °С; 5,6 — алитирование при 850 °С с последующим цинкованием при 400, 450 °С, С — чистое цинкование при 500 °С



алюминия. При содержании алюминия в смеси свыше 30 % заметного уменьшения плотности токов коррозии не наблюдается.

С повышением температуры последующего цинкования (см. рис. 2) снижается плотность токов коррозии по сравнению с чистым алитированием или цинкованием. Это особенно видно при алитировании цинкуемых образцов в смесях, богатых алюминием (30 % Al).

Электрохимические исследования подтверждают результаты испытания образцов в 3 %-м растворе NaCl при оценке их стойкости по потере массы.

Результаты длительных коррозионных испытаний (табл. 1) при влажности воздуха 98 % и температуре 25 °С оценивали по плотности коррозионных очагов, развивающихся на поверхности образцов. Эта оценка соответствует ASTM-стандарту G46-76. При этом виде испытаний комплексные покрытия превосходили по коррозионной стойкости алюминиевые. На образцах, алитированных в смеси, содержащей 30 % Al, возникает $2,5 \cdot 10^3$ очагов на 1 м². После цинкования образцов, алитированных в этой же смеси, следов коррозии не обнаружено. На поверхности образцов с цинковым и комплексным покрытиями после 5 суток испытания образовалась темно-серая пленка продуктов коррозии.

Результаты рентгеноструктурного анализа показали наличие в слое соединений FeAl и Fe₂Al₅, причем основной фазой при насыщении в смесях с низким содержанием алюминия является FeAl.

Табл. 1. Плотность коррозионных очагов, развивающихся при испытании в течение 215 сут (очагов на 1 м^2)

Соотношение Al: Fe в алирующей среде	Чистое алитирование при		Алитирование с последующим цинкованием			
	800 °C	850 °C	$t_{\text{Zn}} 400 \text{ °C}$, $t_{\text{Al}} 850 \text{ °C}$	$t_{\text{Zn}} 450 \text{ °C}$		$t_{\text{Zn}} 500 \text{ °C}$
				$t_{\text{Al}} 850 \text{ °C}$	$t_{\text{Al}} 800 \text{ °C}$	$t_{\text{Al}} 800 \text{ °C}$
50 : 50	$1 \cdot 10^4$	$6 \cdot 10^3$	$2,5 \cdot 10^3$	Нет следов коррозионного разрушения	$1 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^3$
30 : 70	$1 \cdot 10^4$	$2,5 \cdot 10^3$	$2,5 \cdot 10^3$	То же	Нет следов коррозионного разрушения	Нет следов коррозионного разрушения
20 : 80	$5 \cdot 10^4$	$9,5 \cdot 10^3$	За время испытания 5 суток образовалась темно-серая пленка на поверхности образцов			
10 : 90	$1 \cdot 10^5$	$7,5 \cdot 10^4$				

При соотношении Al : Fe = 30 : 70 в алирующей среде после цинкования наряду с линиями фазы FeAl имеются линии, которые принадлежат соединению Al_3Zn_5 . После цинкования образцов, алитированных в смесях, бедных алюминием, ослабевают линии основной фазы FeAl и наряду с фазой Al_3Zn_5 появляются линии фазы FeZn_7 и чистого цинка.

Выполненная работа позволяет сделать следующие выводы.

1. После цинкования получаемые комплексные покрытия по коррозионной стойкости и по внешнему виду можно разделить на два типа в зависимости от мощности алирующей среды: повышенной и пониженной коррозионной стойкости.

2. Комплексные алюмоцинковые покрытия, полученные при указанных выше условиях обработки, обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с цинкидными и алюминидными покрытиями.

3. Повышение температуры цинкования или содержания алюминия в смеси увеличивает коррозионную стойкость покрытия.

4. Наилучшими результатами с точки зрения качества поверхности и коррозионной стойкости обладают образцы, обработанные по следующему режиму: алитирование при 850 °C в течение 4 ч в смеси ферроалюминия, содержащего 40 % Al, с последующим цинкованием при 450 °C в течение 4 ч. Коррозионная стойкость в этом случае возрастает в 9 и 5 раз в сравнении со стойкостью соответственно оцинкованных и алитированных образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. H. E. Townsend, C. F. Meitzner, Corrosion resistance of Zn — 4%Al and Zn — 7%Al alloy Coatings compared to Zn and Zn — 54%Al alloy Coatings // Materials performance. — 1983. — 22:—No. 1. — P. 54.2. Ф у д з и Х. Листовая сталь с покрытием сплавами

алюминий—цинк // БОСЭЙ Канри. — 1983. — 27— № 7. — С. 205. 3. М о х а м е д К.Э., К у х а р е в Б.С., Л я х о в и ч Л.С. Цинкование алитированной стали 3 // Металлургия. — Минск, 1985. — Вып. 20. — С. 43—45. 4. М о х а м е д К.Э., К у х а р е в Б.С., Л я х о в и ч Л.С. Диффузионное комплексное покрытие на углеродистой стали Ст3//Тез. докл. научн.-техн. конф. — Гомель, 1985. — Ч. II. — С. 30.

УДК 621.785.53

Е.И. СОКОЛОВСКИЙ,

Э.Д. ЩЕРБАКОВ, кандидаты техн. наук (БПИ)

СТРУКТУРА ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ СИСТЕМ Cr—Al, Cr—Ti, Cr—Si НА КОРРОЗИОННО—СТОЙКИХ СТАЛЯХ

С целью повышения эксплуатационных характеристик коррозионно-стойких сталей исследовали системы диффузантов хром—алюминий, хром—титан, хром—кремний. Насыщение проводили в порошковых смесях на основе окислов насыщающих элементов. Изучена зависимость толщины, микротвердости и фазового состава диффузионных слоев на образцах из сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, сплава 06ХН28МДТ от составов смесей и условий насыщения.

Установлено, что при содержании в смеси до 30 % Al (по массе) происходит насыщение сталей хромом. При 30...40 % Al имеет место одновременное насыщение сталей хромом и алюминием, а свыше 40 % Al формируются алитированные слои. С увеличением концентрации алюминия в смеси происходит интенсивный рост диффузионного слоя, микротвердость его падает. Алюминий, увеличивая диффузионную подвижность хрома, способствует снижению его концентрации в поверхностной зоне слоя.

Хромированные слои на образцах из сталей 12Х18Н10Т и 10Х17Н13М2Т состоят из трех основных зон (рис. 1): слаботравящейся на поверхности, включающей в себя две подзоны с линией раздела. Поверхностная подзона представляет собой α' -фазу (твердый раствор железа в хrome) с включением σ -фазы. Вторая подзона — тонкая прослойка σ -фазы. Промежуточная, наиболее развитая — зона столбчатых кристаллов α -твердого раствора с включением σ -фазы. Максимальная микротвердость слоя 1100...1200 HV наблюдается в подзоне σ -фазы, в зоне столбчатых кристаллов она плавно снижается до 350...400 HV на границе слоя с основой.

Химический состав сталей оказывает существенное влияние на структуру диффузионных слоев. Так, на сплаве 06ХН28МДТ зона столбчатых кристаллов имеет гораздо меньшую, а внешняя зона большую по сравнению с исследованными сталями толщину. В структуре хромированного слоя сплава 06ХН28МДТ отсутствует подзона сплошной σ -фазы, слой имеет следующее строение: $\alpha' + \sigma$ и $\sigma + \alpha$. Формирование хромированных диффузионных слоев сопровождается перераспределением легирующих элементов. Анализ концентрационных кривых свидетельствует о том, что формирование слоя сопровождается не только диффузией атомов хрома в глубинные слои сталей, но и встречной диффузией атомов основы к поверхности, а также десорбцией атомов железа и никеля с поверхности.

При наличии в смеси менее 20 % двуокиси титана на сталях формируются преимущественно хромированные слои, более 50 % TiO_2 — преимущественно титанированные диффузионные слои. Введение в хромирующую смесь свыше 10 % TiO_2 приводит к увеличению толщины диффузионного слоя за счет ферритизирующего влияния титана. При содержании в смеси более 20 % двуокиси титана толщина слоя резко уменьшается, что связано с образованием интерметаллического соединения $TiCr_2$, устойчивого при температуре насыщения. Хромотитанированные диффузионные слои формируются при 20...50 % TiO_2

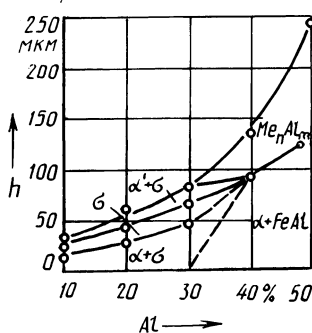


Рис. 1. Структурная диаграмма слоя при насыщении стали 12Х18Н10Т хромом и алюминием (h — толщина зон слоя)

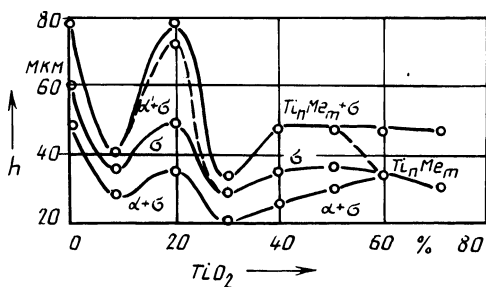


Рис. 2. Структурная диаграмма слоя при насыщении стали 12Х18Н10Т хромом и титаном

(рис. 2). Металлографически хромотитанированные слои незначительно отличаются от хромированных. Проведенные исследования показали, что внешняя зона хромотитанированных слоев состоит из интерметаллических соединений на основе $Ti(Fe, Cr)_2$ с включениями мелкодисперсной σ -фазы, содержание и размеры которой растут по толщине слоя и достигают максимума на глубине 15...20 мкм. Микротвердость внешней зоны составляет 850...900 HV на поверхности и 1100...1200 HV в подзоне преимущественного распространения σ -фазы. Концентрация хрома и титана на поверхности — соответственно 45...48 и 12...14 %. С увеличением расстояния от поверхности содержание хрома в слое плавно снижается. Максимальная концентрация титана в поверхностной зоне диффузионного слоя, далее она резко снижается. В результате совместного насыщения хромом и титаном сплава 06ХН28МДТ в диффузионных слоях не обнаружена подзона σ -фазы. В области преимущественного титанирования диффузионные слои имеют двухфазное строение: поверхностная зона состоит из титанидов железа и хрома, титанидов никеля, внутренняя зона — α -твердый раствор с "прожилками" σ -фазы.

При содержании в смесях от 10 до 20 % окиси кремния на сталях и сплаве формировались хромосилицированные диффузионные слои (рис. 3). Поверхностная их зона состоит из α'' -твердого раствора состава $(Fe, Cr)_3Si$, силицидов Cr_5Si , Cr_3Si и $NiSi$. При менее 10 % SiO_2 диффузионные слои имеют типичную структуру хромированного слоя. Кремний, способствующий образованию феррита, смещает область распространения σ -фазы в сторону более низ-

кого содержания хрома, что приводит к некоторому увеличению подзоны σ -фазы в слое. При наличии в смеси 30 % окиси кремния диффузионные слои были слаботравящимися, с четкой границей раздела и крупными порами, выходящими на поверхность. С увеличением концентрации кремния количество пор увеличивалось, граница раздела слой — матрица отсутствовала. Поры в слое были мелкими, вытянутыми в направлении диффузии. В теле матрицы и на поверхности пор наблюдались нетравящиеся выделения силицидов хрома и никеля. Состояние поверхности образцов при содержании в смеси более 30 % SiO_2 было неудовлетворительным: наблюдались поры, видимые невооруженным глазом.

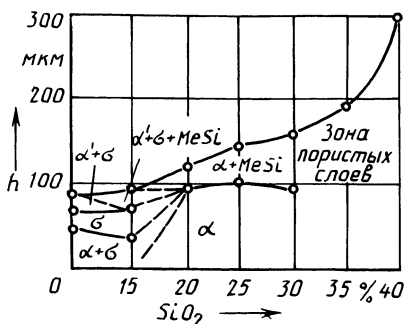


Рис. 3. Структурная диаграмма слоя при насыщении стали 12X18H10T хромом и кремнием

Поверхностная твердость диффузионных слоев с увеличением концентрации в насыщающей смеси кремния снижается от 950...1000 HV в области преимущественно хромирования до 750 HV у силицированных слоев. Твердость хромосилицированных слоев в подзоне σ -фазы была несколько ниже, чем у хромированных в аналогичной зоне.

УДК 621.785.539

В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд.техн.наук,
Л.В. КУЧЕЕВА, И.К. ШЕВЧИК (БПИ)

БОРОТИТАНИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ

Образование на поверхности образцов из стали диффузионного слоя из боридов железа обеспечивает их высокую твердость и износостойкость. Однако применение борированной стали в производстве ограничено из-за ее низкой стойкости при динамических нагрузках, в условиях высоких температур и агрессивных сред. Анализ физико-механических свойств боридов переходных металлов показал, что они превосходят бориды железа по твердости и коррозионной стойкости. Поэтому имеет смысл попытаться получить их на поверхности образцов из стали. Была сделана такая попытка для углеродистых сталей.

В работе представлены результаты последовательного насыщения бором и титаном образцов из стали в порошковых средах по четырем схемам:

- 1) борирование однофазное с последующим титанированием в среде на основе порошка титана ($B_I + Ti$);
- 2) борирование однофазное с последующим титанированием в среде на основе окиси титана ($B_I + TiO_2$);
- 3) борирование двухфазное с последующим титанированием в среде на основе порошка титана ($B_{II} + Ti$);
- 4) борирование двухфазное с последующим титанированием в среде на основе окиси титана ($B_{II} + TiO_2$).

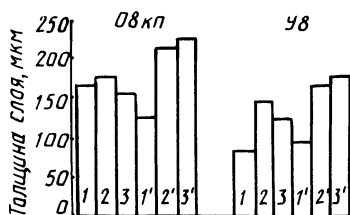


Рис. 1. Толщина диффузионного слоя в зависимости от вида обработки:

1, 1' — B_I, B_{II} ; 2, 2' — $B_I + Ti, B_{II} + Ti$;

3, 3' — $B_I + TiO_2, B_{II} + TiO_2$

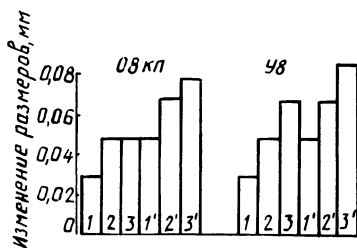


Рис. 2. Изменение линейных размеров образцов в зависимости от вида их обработки

На рис. 1 представлены результаты анализа изменения толщины диффузионных слоев на образцах из сталей 08кп и У8 после титанирования предварительно борированной стали. Наиболее значительное (примерно на 50 %) увеличение толщины боридного слоя на образце из стали 08кп наблюдается после химико-термической обработки по схемам ($B_{II} + Ti$) и ($B_{II} + TiO_2$).

На образцах из стали У8 при всех исследованных схемах последовательного насыщения толщина слоя увеличивается примерно на 50 % по сравнению с толщиной первичного боридного слоя.

На образце из стали 08кп слой имеет многозонное строение. Рентгеноструктурным анализом после боротитанирования в нем обнаружены три фазы: Fe_2Ti , TiB_2 и Fe_2B . На поверхности формируется тонкая, не более 7 мкм, зона титанида железа Fe_2Ti , далее идет зона TiB_2 , а на границе с основой — зона Fe_2B с микротвердостью 1300...1450 HV (в зависимости от схемы насыщения).

На поверхности образцов из стали У8 после борирования формируется тонкий в 3 мкм слой карбида титана TiC . Под ним располагается зона толщиной 60...80 мкм, содержащая, по данным рентгеноструктурного анализа, фазы TiB_2 и FeB . Ее микротвердость — 1400...1700 HV. На границе с основой формируется зона с микротвердостью 1100...1280 HV (в зависимости от схемы насыщения).

Увеличение толщины слоя после его двойной обработки (борирование с последующим титанированием) приводит к значительному росту линейных размеров изделий, что может быть использовано для восстановления размеров

деталей. На рис. 2 представлены результаты замера толщины образцов после различных видов их обработки. После борирования их линейные размеры увеличиваются на 0,03...0,05 мм, а после боротитанирования — на 0,05...0,9 мм.

Анализ микроструктур и измерение микротвердости показали, что боротитанированные слои не имеют существенных преимуществ по твердости и износостойкости перед борированными. Кроме того, двойная обработка образцов из высокоуглеродистых сталей приводит к образованию трещин и сколов в диффузионном слое.

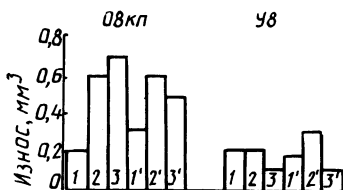


Рис. 3. Износостойкость сталей в зависимости от вида обработки

Исследование износостойкости сталей с диффузионными слоями проводили на машине Шкода—Савина при трении скольжения без смазочного материала. В качестве контртела использовали твердосплавный диск. На рис. 3 представлены результаты испытаний образцов из сталей после различных видов их обработки. Так, сталь 08кп после боротитанирования по всем схемам насыщения имеет более низкую стойкость, чем борированная. В то же время сталь У8 после обработки по схемам ($B_1 + TiO_2$) и ($B_{II} + TiO_2$) обладает в 2 раза большей износостойкостью, чем после однофазного или двухфазного борирования, что объясняется формированием на образцах зоны с более высокой микротвердостью, чем при борировании.

УДК 661.811.41.018.54

Г.М. ЛЕВЧЕНКО, канд. техн. наук,
А.В. ЛОМАКО (БПИ)

ПОЛУЧЕНИЕ БОРИДОВ КРЕМНИЯ МЕТОДОМ АЛЮМИНОТЕРМИИ

Анализ диаграммы системы кремний — бор приведен в работах [1, 2]. Установленными фазами в системе являются бориды SiB_4 и SiB_6 . Борид SiB_4 изоморфен B_4C с широкой областью гомогенности в сторону кремния — от 39,3 до 48 % (по массе) и отвечает формульному составу $SiB_{2,82...4}$. Борид SiB_6 также почти всегда точно отвечает формульному составу этой фазы. Температуры диспропорционирования боридов SiB_4 — 1870 °С, а SiB_6 — 1950 °С.

Бориды кремния характеризуются рядом ценных свойств: высокими жаро- и термостойкостью; способностью изделий, полученных из них обычными методами порошковой металлургии, спекаться на воздухе без изменения размеров; высокой прочностью как при комнатной, так и при повышенных температурах; прочностью и плотностью сплавов Si—B, сравнимыми с лучшими керметами; химической стойкостью в ряде агрессивных сред при комнат-

ной и высокой температурах; большим сечением захвата тепловых нейтронов, вследствие чего их применяют для изготовления регулирующих стержней и защитных устройств ядерных реакторов.

Методы получения боридов кремния можно условно разделить на два вида:

1) синтез из элементарных кремния и бора (спекание, сплавление, горячее прессование);

2) совместное восстановление кремния и бора из различных соединений (B_2O_3 , $Na_2B_4O_7$, SiO_2 и др.).

Наиболее широко применяется метод спекания в инертной атмосфере, реже — горячего прессования и сплавления. Методы синтеза требуют высокотемпературного оборудования и дорогостоящих порошков элементарного кремния и бора.

Из металлотермических методов известен магниетермический [3] и силикотермический [4]. Магниетермический требует инертной атмосферы и отмывки продукта SiB_4 от оксида магния. Из-за низкой термичности шихты и малой степени извлечения бора при восстановлении B_2O_3 кремнием выход готового продукта SiB_4 весьма незначителен, а отделить его от шлаковой фазы практически невозможно.

Все методы второй группы обеспечивают получение наиболее богатой кремнием фазы SiB_4 , но не SiB_6 .

С целью получения боридов SiB_4 и SiB_6 металлотермическим методом и снижения их стоимости был разработан алюмотермический метод с использованием B_2O_3 и SiO_2 классификации "ч" и алюминия марки ПА-4. Для увеличения термичности реакции восстановления в шихту вводился обезвоженный при 700...800 °С серноокислый кальций в соотношении $(CaSO_4 + Al) : (B_2O_3 + SiO_2 + A!) = 1 : 2$. Для снижения температуры начала реакции восстановления в шихту вводили 1...2 % NH_4Cl . При расчете шихт учитывали степень восстановления B_2O_3 и SiO_2 , равную соответственно 80 и 85 %, и летучесть субоксидов при температуре процесса.

Подготовленная для восстановления шихта массой 1000 г помещалась в тигель из спеченного кварца и уплотнялась. В процессе ее нагрева в шахтной печи реакция начиналась при 750...800 °С и протекала довольно бурно с выбросом части шлаковой фазы. Для предотвращения выбросов в камеру печи тигель накрывали керамическим конусом. По окончании реакции тигель извлекали и охлаждали на воздухе. Сформировавшийся слиток находился сверху шлаковой фазы и легко отделялся.

Слиток фазы SiB_4 состоял из явно выраженных и хорошо ограненных на изломе кристаллов. Слиток SiB_6 — плотный, с менее выраженным кристаллическим строением.

Правильность расчета шихт для получения боридов кремния подтвердил рентгеноструктурный фазовый анализ.

ЛИТЕРАТУРА

1. А р а б е й Б.Г. Взаимодействие в системе Si—B // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. — 1979. — Т. 15. — № 9. — С. 1589—1592. 2. Л а м и х о в Л.К. Методы получения, свойства и применение тугоплавких сплавов системы Si—B // Металлотермические

методы получения соединений и сплавов. — Новосибирск, 1972. — С. 67—79. 3. Самсонов Г.В., Латышева В.П. К вопросу о химических соединениях бора с кремнием // Докл. АН СССР. — 1955. — № 105. — С. 499. 4. Ламихов Л.К., Неронов В.А., Самсонова Т.И. Внепечной силикотермический способ получения бориды кремния SiB_2 // Металлотермические методы получения соединений и сплавов. — Новосибирск, 1972. — С. 11—13.

УДК 621.785.5

Н.Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук,
А.М. ИСЛАМОВ (БПИ)

ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ОБРАЗЦОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ КИСЛОТАХ

Целью настоящей работы явилось изучение характера разрушения диффузионных покрытий на образцах из предварительно никелированных сталей 20 и У8 в 10%-х водных растворах серной, соляной и азотной кислот при введении в хромирующую среду кремния и молибдена.

Химико-термическую обработку образцов из предварительно никелированных сталей 20 и У8 осуществляли в хромирующей порошковой среде, а также в хромирующей среде с добавками кремния и молибдена. Измерение потенциалов питтингообразования осуществляли с использованием потенциодинамического метода исследования.

Изучение характера коррозионного разрушения покрытий после испытаний показало, что введение в насыщающую хромирующую среду добавок кремния и молибдена меняет в корне характер коррозионного разрушения, что подтверждается изменением потенциалов питтингообразования (табл. 1).

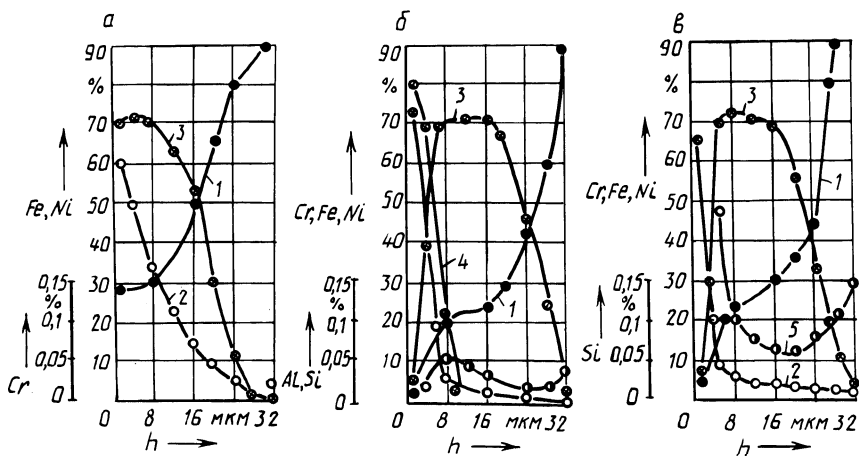


Рис. 1. Концентрационные профили распределения легирующих элементов на образцах из предварительно никелированной стали У8 после химико-термической обработки в насыщающих средах на основе:
а — Cr; б — Cr-Si; в — Cr-Si-Mo; 1 — Fe; 2 — Cr; 3 — Ni; 4 — Al; 5 — Si

Табл. 1. Электрохимические характеристики исследуемых электролитов и диффузионных покрытий

Вид ХТО	10 % HCl		10 % H ₂ SO ₄	10 % HNO ₃		
	Потенциал питтингообразования, В	Окислительно-восстановительный потенциал, В	Потенциал питтингообразования, В	Окислительно-восстановительный потенциал, В	Потенциал питтингообразования, В	Окислительно-восстановительный потенциал, В
Cr	Не склонны к питтингообразованию	0,72	0,91	0,82	0,82	0,81
Cr-Si	То же	0,72	1,02	0,82	0,90	0,81
Cr-Si-Mo	— " —	0,72	1,23	0,82	1,22	0,81

При этом существенно изменяется концентрация легирующих элементов в поверхностной зоне диффузионного слоя, о чем свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 1).

Если на образцах, полученных в хромирующей смеси, после испытаний в серной и азотной кислотах наблюдается явно выраженное питтингообразование, то при введении в насыщающую среду кремния и особенно кремния и молибдена резко снижается их склонность к питтингообразованию. Причем это наиболее четко проявляется в азотной кислоте, которая является сильным окислителем. В соляной кислоте склонность к питтингообразованию у всех исследуемых покрытий не проявляется.

Морфология поверхностей образцов, полученных при использовании вышеуказанных насыщающих сред, свидетельствует об изменении характера коррозионного разрушения: от питтингообразования — к равномерной общей коррозии.

Вышеизложенное подтверждается результатами измерения потенциалов питтингообразования, которые при введении в хромирующую смесь добавок кремния и молибдена смещаются к более высоким положительным значениям (см. табл. 1). При испытаниях в соляной кислоте ввиду отсутствия склонности покрытий к питтингообразованию его потенциал не фиксируется.

Причиной образования питтингов могут служить сегрегации легирующих элементов слоя, что подтверждается данными сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектральным анализом (см. рис. 1).

Отсутствие особенностей в структуре диффузионных слоев, полученных при введении в хромирующую смесь вышеуказанных добавок, обуславливает резкое увеличение их коррозионной стойкости в исследуемых средах.

Таким образом, введение в хромирующую смесь кремния и молибдена позволяет при диффузионной обработке получить на образцах из предварительно никелированных углеродистых сталей покрытия, не склонные к питтингообразованию в неорганических кислотах.

**МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ
ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА ПРИ СКОРОСТНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

В последние два десятилетия все более широкое применение находят технологические процессы, основанные на использовании высоких скоростей кристаллизации сплавов (прокатка ленты из жидкого состояния, гранулирование и производство порошков распылением, плазменная наплавка и лазерная поверхностная обработка и др.), при которых скорость охлаждения расплава превосходит на несколько порядков традиционные, например при объемном литье.

Структурные особенности сплавов при резко неравновесных условиях за твердевания (сверхпересыщенные твердые растворы, появление промежуточных и аморфных фаз, чрезвычайная измельченность составляющих и др.) не могут быть описаны стабильными диаграммами состояния. Возникла острая необходимость в изучении неравновесных состояний и построения метастабильных диаграмм [1, 2]. А.А. Бочваром была построена известная схема изменения среднего состава твердого раствора [3], согласно которой "чем дальше находится состояние сплава от равновесного, тем меньше должен быть насыщен твердый раствор" [4]. Это значит, что с повышением скорости охлаждения при кристаллизации твердый раствор все более обедняется легирующим элементом, в связи с чем возрастает объем неравновесных вторичных выделений при температуре переохлажденной эвтектики (перитектики). На диаграмме состояния это изображается сужением однофазной области ограниченных твердых растворов, что нашло экспериментальное подтверждение во многих работах [5].

Но при высоких и сверхвысоких скоростях кристаллизации $v_{\text{охл}} \geq 10^4$ К/с имеет место не снижение средней концентрации твердого раствора, а наоборот — его насыщение и даже пересыщение легирующим элементом сверх равновесной растворимости.

В существующих моделях метастабильных диаграмм состояния [2, 3, 5, 6] рассматриваются лишь линии изменения среднего состава твердого раствора (неравновесного солидуса) в процессе его кристаллизации при разных скоростях охлаждения. Состав первоначально выделившихся из жидкости участков твердой фазы принимается соответствующим точке равновесного солидуса, а изменение состава жидкой фазы протекает по равновесному ликвидусу. Расширение однофазной области ограниченных твердых растворов описывается продлением линии солидуса в зону субкритических температур, окончание кристаллизации одно- и двухфазных сплавов допускается на равновесной эвтектической (перитектической) горизонтали [3, 5]. При этом не учитывается важнейший фактор, который должен играть определяющую роль в структурообразовании быстро охлажденных сплавов, — переохлаждение расплава перед началом его кристаллизации. Но ведь при очень высоких скоростях охлаждения термическое переохлаждение может стать значительным, точки рав-

новесного ликвидуса и, соответственно, солидуса должны сместиться вниз по ординате сплава.

Предлагается модель метастабильной диаграммы состояния сплавов эвтектического типа, объясняющая расширение области твердых растворов сверх предельной растворимости двухфазных сплавов с учетом переохлаждения исходной и эвтектической жидкости при резко неравновесных условиях затвердевания. В зависимости от скорости охлаждения расплава ход процессов кристаллизации описывается в двух вариантах. Для сравнительно небольших $v_{\text{охл}} = 10^{-1} \dots 10^3$ К/с, когда отсутствует или невысоко начальное термическое переохлаждение, принят существующий подход: состав первых участков твердого раствора в начале кристаллизации отвечает точкам равновесного солидуса C_{s_1} и C_{s_2} для сплавов 1 и 2 (рис. 1, а), а затем по мере развития процесса средний состав первичных кристаллов отклоняется от равновесного. Смещение средней концентрации твердого раствора сплава 1 в сторону его обеднения показано линиями $C_{s_1} C_{1'}$, $C_{s_1} C_{2'}$, $C_{s_1} C_3$ при постоянном (условно) переохлаждении эвтектической жидкости $\Delta T_{\text{э}_1}$, а предельное — линией $C_{s_1} C_n$ при $\Delta T_{\text{э}_2}$ и критической скорости $v_{\text{охл}}^{\text{кр}}$ [6]. С возрастанием скорости свыше $v_{\text{охл}}^{\text{кр}}$ в связи с подавлением диффузионной подвижности атомов в жидкой фазе и разделительной диффузии на фронте кристаллизации содержание легирующего элемента в твердом растворе начинает возрастать ("обратный ход" неравновесного солидуса) до исходного состава (кривая $C_{s_1} C_{L_1}'$ при переохлаждении $\Delta T_{\text{э}_3}$).

Для сплава 2 двухфазной области изменение среднего состава первичных кристаллов описывается линиями $C_{s_2} C_{1'}$ (обеднение твердого раствора при $\Delta T_{\text{э}_1}$), достижение предельной растворимости при $\Delta T_{\text{э}_2} - C_{s_2} C_m'$ и пересыщение твердого раствора до C_m'' при $\Delta T_{\text{э}_3} - C_{s_2} C_m''$. С интенсификацией охлаждения точка окончания кристаллизации сплава 2 может находиться на продолжении равновесного солидуса в область субкритических температур и более высоких концентраций второго компонента, что считается закономерным [1] при переохлаждении выше $\Delta T_{\text{э}_3}$.

При очень высоких скоростях охлаждения равновесные точки ликвидуса C_{L_1} и C_{L_2} сместятся в положения C_{L_1}' и C_{L_2}' , а точки солидуса C_{s_1} и C_{s_2} окажутся сдвинутыми в положения C_{s_1}' и C_{s_2}' (рис. 1, б), т.е. уже первые участки кристаллизующейся фазы окажутся обогащенными легирующим компонентом. Средний состав неоднородного твердого раствора сплава 1 будет изменяться по линии $C_{s_1} C_{L_1}''''$, кристаллизация закончится на ее пересечении с ординатой сплава в точке C_{L_1}'''' при переохлаждении $\Delta T_{\text{э}_3}$. При той же скорости охлаждения средний состав твердого раствора сплава 2 легко достигает предельной растворимости (линия $C_{s_2} C_m'$ при $\Delta T_{\text{э}_4}$), а при больших переохлаждениях ($\Delta T_{\text{э}_5}, \Delta T_{\text{э}_6}$) изменяется по линиям $C_{s_2} C_m''$, $C_{s_2} C_m''''$, сильно расширяя

однофазную область. С увеличением степени переохлаждения расплава на ΔT_2 (точки ликвидуса C''_{L_1} и C''_{L_2} для сплавов 1 и 2) состав первых участков твердого раствора вследствие подавления разделительной диффузии на фронте кристаллизации будет приближаться к исходному составу сплава (точки C''_{s_1} и C''_{s_2}). Но кристаллизация сопровождается диффузионным перераспределением атомов разного вида.

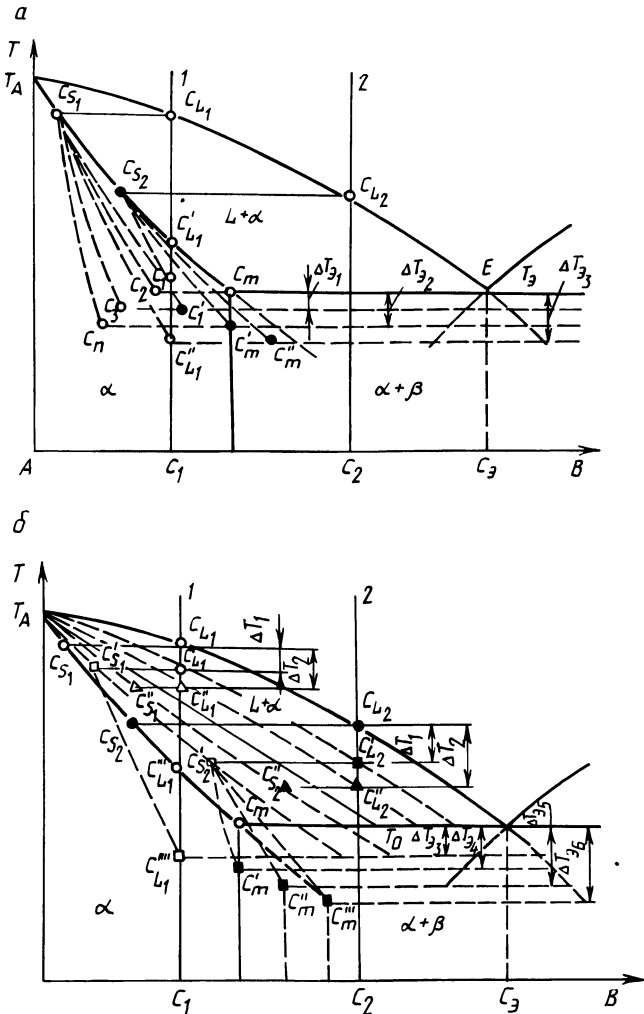


Рис. 1. Изменение положений линий неравновесной растворимости компонентов на диаграмме состояния в зависимости от скорости кристаллизации сплавов: а — при отсутствии переохлаждения расплава; б — при наличии переохлаждения и обусловленного им сближения ликвидуса и солидуса

Можно предположить, что в пределе при каких-то экстремальных скоростях охлаждения температурный и концентрационный интервалы сузятся до слияния линий неравновесного ликвидуса и солидуса в одну метастабильную линию $T_A T_0$, соответствующую равенству термодинамических потенциалов жидкого и твердого растворов. При переохлаждении расплава ниже этой линии термодинамический потенциал жидкой фазы окажется выше, чем твердой фазы того же состава, кристаллизация произойдет бездиффузионно. Возможность бездиффузионной кристаллизации была теоретически описана в [7], экспериментально доказана в [2, 8] и др.

Очевидно, в реальных условиях быстрой кристаллизации скорость охлаждения находится в пределах, обеспечивающих концентрацию легирующего элемента в α -твердом растворе от минимальной (при торможении диффузии только в твердой фазе) до максимальной, соответствующей исходному составу сплава при полном подавлении диффузии в жидкой фазе и разделительной на фронте кристаллизации. Превращение осуществляется по двум механизмам — диффузионному и бездиффузионному. В зависимости от преобладания того или иного процесса в каждой конкретной системе возникают свои структурные особенности — сверхпересыщенные твердые растворы, образование промежуточных и аморфных фаз и другие, не присущие равновесным состояниям сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Д о б а т к и н В.И. О метастабильных равновесиях при кристаллизации сплавов // Изв. АН СССР. Металлы. — 1982. — № 6.
2. М и р о ш н и ч е н к о И.С. Закалка из жидкого состояния. — М., 1982. — 268 с.
3. Б о ч в а р А.А. Металловедение. — М., 1956. — 356 с.
4. Б о ч в а р А.А., Ж а д а е в а О.С. Исследование структурных составляющих литых алюминиево-медных и алюминиево-кремниевых сплавов методом микротвердости // Изв. АН СССР. — 1945. — № 10, 11.
5. Н о в и к о в И.И., З о л о т а р е в с к и й В.С. Дендритная ликвация в сплавах. — М., 1966. — 155 с.
6. П а р х у т и к П.А., К у п р и я н о в а И.Ю. Влияние неравновесных условий кристаллизации на структурные особенности литых сплавов двухкомпонентных систем // Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. — 1983. — № 2.
7. А п т е к а р ь И.Л., К а м е н е ц к а я Д.С. О бездиффузионных превращениях в сплавах // Проблемы металловедения и физики металлов. — М., 1964. — С. 205—221.
8. С а л л и И.В. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения. — Киев, 1972. — 136 с.

УДК 621.74.043:669.715

А.А. АНДРУШЕВИЧ, канд.техн.наук,
И.Н. БУЛЫГА (НИИЛИТАвтопром),

П.А. ПАРХУТИК, канд.техн.наук (ФТИ АН БССР)

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СИЛУМИНА АЛ4 ПОД ВЛИЯНИЕМ МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СТРОНЦИЕМ

Традиционные модификаторы литейных алюминиевых сплавов — металлический натрий и его соединения — имеют существенный недостаток — непродолжительное время сохранения эффекта модифицирования (0,5...0,8 ч), что в условиях массового и серийного производства литья из раздаточных печей

больших объемов вызывает значительные технические неудобства. Это требует разработки модификатора, действие которого сохраняется длительное время и после многократных переливов и переплавов.

По зарубежным и отечественным данным, наиболее перспективным модификатором продолжительного действия оказался стронций и его соединения [1–3]. В то же время до сих пор отсутствует достоверная информация о влиянии стронция на качество алюминиевого литья, определяемого комплексом механических и технологических свойств.

В работе приведены результаты лабораторных и промышленных исследований, проведенных НИИЛИТавтопромом, по модифицированию стронцием типичного силумина – сплава АЛ4.

Сплав АЛ4 (ГОСТ 2685–75) с химическим составом (в процентах по массе): Al – основа, Si – 8...10,5, Mn – 0,18...0,5, Mg – 0,17...0,3, Cu – 0,1...0,4 подвергался модифицирующей обработке из расчета содержания 0,005...0,02 % стронция в готовом сплаве. Для этого использовался металлический стронций, его соли и алюминиевостронциевые лигатуры.

Наиболее удобными в технологическом отношении являются стронций-содержащие лигатуры, так как облегчается процесс их ввода в металл, высок процент усвоения. Из лигатур Al – 54 % Sr, Al – 30 % Sr и Al – 10 % Sr самая технологичная – лигатура с содержанием стронция до 10 %. Она вводилась в жидкий металл при 750...780 °С с дозагрузкой твердой шихтой в начале плавки в индукционные тигельные печи вместимостью 50...2500 кг. Контроль за эффектом модифицирования сплава осуществляли с помощью следующих методов.

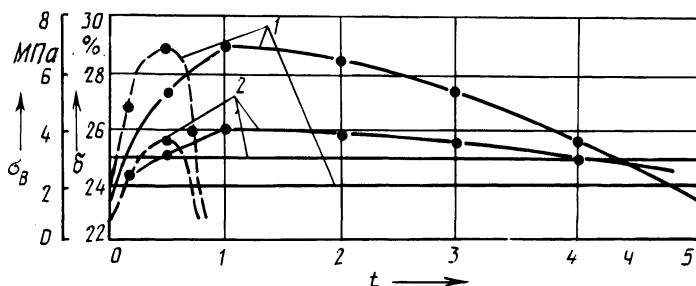


Рис. 1. Влияние времени выдержки сплава АЛ4: 1 – на прочность σ_B ; 2 – на относительное удлинение δ ; — — сплав, модифицированный стронцием; - - - - то же, универсальным флюсом

Определяли механические свойства (σ_B , δ , НВ), химический состав, макро- и микроструктуру сплава. Исследования механических свойств показали, что у сплава, обработанного стронцием, по сравнению с модифицированным универсальным флюсом (состава $\text{NaCl} + \text{NaF} + \text{Na}_3\text{AlF}_6$) предел прочности возрос на 20...30 % и составил 280...300 МПа, пластичность повысилась в 1,2...1,5 раза. Повышенный уровень свойств остается стабильным в течение 3...4-часовой выдержки расплава в раздаточной печи (рис. 1). После 5 ч выстаивания сплава наблюдается их постепенное снижение. При выстаивании распла-

ва после обработки лигатурой в течение 1...6 ч структурные составляющие сильно измельчаются: размеры дендритных ячеек α -раствора составляют 50...140 мкм, диспергированная эвтектика состоит в основном из округлых компактных включений кремния размером 5...15 мкм. Дисперсность эвтектики у сплава, модифицированного стронцием, существенно выше, чем с применением универсального флюса. Изломы клиновых технологических проб — светло-серого цвета, мелкокристаллические, без металлического блеска.

Жидкотекучесть сплава определялась по спиральной пробе (ГОСТ 16438—70) при температуре 720...730 °С, а усадка — с помощью конусной технологической пробы по способу Татюра [4]. Сплав с добавками стронция сохраняет высокую жидкотекучесть, на 15...20 % выше, чем у расплава, обработанного универсальным флюсом (табл. 1). По результатам плавки среднее значение жидкотекучести составляет 887,5 мм. Пористость сплава соответствует 1...2 баллам по шкале ВИАМ, однако плотность металла несколько снижается.

Модифицирование сплава стронцием приводит к уменьшению его объемной усадки, существенному (почти в два раза) уменьшению размеров концентрированной усадочной раковины, наружная же усадка практически не изменяется. В то же время микроусадочная пористость модифицированных стронцием сплавов остается высокой, в некоторых случаях превышающей значения для немодифицированных сплавов, особенно с повышенным содержанием железа. Это, видимо, объясняется изменением механизма кристаллизации расплава при обработке стронцием.

Результаты исследований показали, что модифицирование сплава АЛ4 стронцием обеспечивает высокий уровень его механических и технологических

Табл. 1. Литейные свойства сплава АЛ4 в зависимости от вида модифицирующей обработки

Показатель	Исходное состояние сплава	Обработка расплава	
		универсальным флюсом (0,9 %)	алюминиево-стронциевой лигатурой (0,015...0,01 %)
Микроструктура	Немодифицированная	Модифицированная	Модифицированная
Усадочная раковина, %	1,4	1,12	0,58
Наружная усадка, %	4,8	4,4	4,64
Микроусадка, %	0,21	0,56	0,72
Суммарная объемная усадка, %	6,41	6,18	5,93
Балл пористости по шкале ВИАМ	1...2	1	1...2
Плотность, г/см ³	2,684	2,673	2,667
Жидкотекучесть (по спиральной пробе)	720	800	887

ких свойств, который остается стабильным в течение длительного времени выстаивания, что полностью удовлетворяет требованиям при заливке алюминий-кремниевых сплавов в цеховых условиях. Для получения модифицирующего эффекта продолжительностью 4...5 ч содержание стронция в сплаве должно быть в пределах 0,01...0,03 %, 2...3 ч — 0,005...0,01 %. При концентрации стронция менее 0,005 % длительный эффект модифицирования не проявляется. Однако образующаяся при обработке сплава стронцийсодержащими лигатурами рассеянная микропористость позволяет применять сплав только для производства машиностроительных отливок, к которым не предъявляются повышенные требования по герметичности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Luis-Martin L., Ferriera-Rodriguez S. Modification permanent def allages Al—Si eutectiques et voisins de l'eutectique. Перманентное модифицирование сплавов алюминий—кремний эвтектических и близких к эвтектическим // Fonderie. — 1977. — N 372.
2. Hess P.D., Blackman E.V. Strontium as a modifying agent for hypoeutectic aluminum — silicon alloys. Модифицирование доэвтектических силуминов стронцием // Transactions. — 1975. — S. 87—90.
3. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н. Ганиев, П.А. Пархутик, А.В. Ваховов, И.Ю. Куприянова. — Минск, 1985. — 141 с.
4. Алюминиевые сплавы / Под ред. И.Н. Фридляндера. — М., 1979. — 296 с.

УДК 621.785.539:661.65

С.А. ИСАКОВ, канд.техн.наук,
Н.А. МЕШОЧКИН (ММИ)

БОРИРОВАНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ЖЕЛЕЗНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ

Одним из способов ремонта изношенных деталей машин является "твердое" электролитическое железнение [1], позволяющее повторно использовать значительное количество изношенных деталей. Однако высокие напряжения растяжения в износостойких твердых железных покрытиях отрицательно сказываются на сопротивлении усталости обрабатываемых деталей, сцепляемости покрытий с основой, приводят к образованию трещин в осадке [2, 3]. Широкие возможности для получения покрытий с качественно новыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами открывает химико-термическая обработка гальванических железных осадков. Особый интерес представляет процесс борирования железных металлов и сплавов [4].

В работе приведены результаты исследования процесса борирования электролитического железа на образцах из стали 45. При выборе типа электролита, способов, а также режимов железнения прежде всего учитывалось качество покрытия (сплошность, сцепление с основой). Была исследована возможность получения осадков путем применения нестационарных режимов электролиза. В результате установлено, что наиболее полно указанным требованиям удовлетворяет процесс железнения в сульфатном электролите, разработанный Н.Т. Кудрявцевым и Л.А. Яковлевой [5], с использованием двухфазного однополупериодно выпрямленного тока с регулируемым по време-

ни и амплитуде обратным импульсом, получаемым от третьей фазы трехфазного тока (периодический ток с обратным регулируемым импульсом). Характерной особенностью электролиза с использованием периодического тока является возможность в широких пределах воздействовать на процесс формирования покрытий и получать различную структуру и свойства осадков без изменения температуры, кислотности и состава электролита.

Железнение проводили при комнатной температуре электролита и плотности прямого тока 1000 А/м^2 ($\text{pH} = 2$). Толщина осадков железа составляла от 50 до 500 мкм.

Микроструктура электролитического слоя железа характеризуется волокнистостью, мелкокристалличностью, высокой сплошностью и хорошим сцеплением с основой. Микротвердость покрытия составляет $H_{\square} = 2000 \dots 2500$. Тонкая структура железа отличается мелкоблочностью (0,053...0,071 мкм), значительными микроискажениями решетки ($0,48 \cdot 10^{-3} \dots 0,79 \cdot 10^{-3}$), высокой плотностью дислокаций ($\rho = 0,71 \cdot 10^{11} \dots 1,03 \cdot 10^{11} \text{ см/см}^3$).

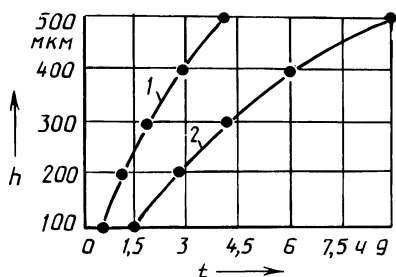


Рис. 1. Сравнительная кинетика борирования образцов из стали 45 с железным покрытием (1) и без покрытия (2); активатор — KBF_4 , температура борирования — 950°C

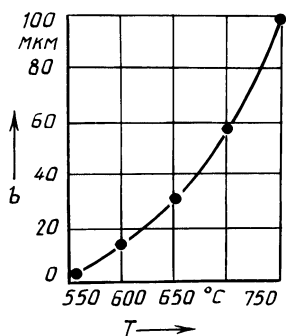


Рис. 2. Кинетика низкотемпературного борирования образцов из железистой стали 45, активатор — KBF_4 , толщина слоя железа — 50 мкм

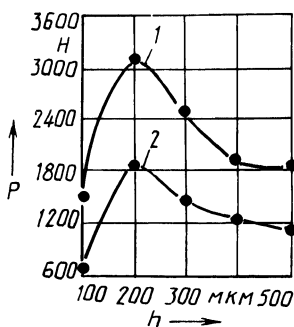


Рис. 3. Хрупкость боридных слоев одинаковой толщины на образцах из стали 45 с гальваническим покрытием (1) и без покрытия (2)

Борирование железных образцов производили в пастах на основе аморфного бора в среде водорода. В качестве активаторов применяли водную буру ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), борфторид калия (KBF_4). В зависимости от процентного содержания активатора получали одно- и двухфазные слои. Борид-

ный слой на гальваническом железном покрытии имеет характерное игольчатое строение и обладает повышенной сплошностью. При формировании диффузионного слоя (рис. 1) реализуется высокая скорость борирования при всех режимах обработки (h — толщина боридного слоя). Появляется возможность значительно понизить температуру борирования T и тем самым устранить ее отрицательное воздействие на изделия. Кинетика низкотемпературного борирования с использованием борфторида калия показана на рис. 2 (b — толщина слоя).

Спецификой борирования железных поверхностей в пастах с применением активаторов является получение двухфазных диффузионных слоев, в которых процент высокобористой фазы достаточно велик. Так, при использовании активатора KBF_4 содержание FeB в диффузионном слое превышает 50 % (табл. 1), что удается лишь при электролизном борировании [6, 7].

При восстановлении изношенных деталей часто используют гальваническое железнение с толщиной покрытия 0,5...1 мм. Совмещение железнения и борирования определяет необходимость обоснования допустимой толщины боридного слоя на восстановленных деталях, так как известно, что хрупкость слоя резко возрастает с увеличением его толщины [7]. С этой целью проведены испытания боридных слоев на хрупкость методом вдавливания в борированную поверхность стального шарика. Количественным показателем оценки хрупкости являлась нагрузка P на шарик, при которой на поверхности появились трещины. Получены сравнительные данные по хрупкости для диффузионных слоев равной толщины на стали с гальваническим покрытием и без покрытия (рис. 3). Более низкая хрупкость боридного слоя на образцах из железистой стали фиксируется только в том случае, если борирование произведено на всю толщину гальванического покрытия.

Табл. 1. Фазовый состав и микротвердость боридных слоев

Толщина слоя железа, мкм	Режим борирования		Фазовый состав слоя, %		Микротвердость, МПа	
	Температура, °C	Время, ч	FeB	Fe ₂ B	FeB	Fe ₂ B
50	700	6	50	50	16200	12000
	700	8	51	49	15 730	11 500
	700	10	51	49	15 650	11 880
50	750	6	58	42	15 750	11 400
	750	8	59	41	14 900	12 650
	750	10	52	48	15 750	12 600
100	900	1	50	50	15 700	12 550
	900	3	54	46	15 800	12 750
100	950	1	54	46	15 600	12 900
	950	3	55	45	15 720	12 850
100	1000	1	53	47	15 850	12 800
	1000	3	56	44	15 900	12 750

Таким образом, на образцах из гальванически железенной стали реализуется более высокая скорость борирования, формируется слой повышенной сплошности. Такие слои обладают меньшей хрупкостью, что позволяет рекомендовать борирование для обработки восстановленных железением деталей с получением износостойких покрытий повышенной толщины.

ЛИТЕРАТУРА

1. М е л к о в Н.П. Твердое осталивание автотракторных деталей. — М., 1962. — 272 с.
2. В а г р а м я н А.Т., П е т р о в а Ю.С. Физико-механические свойства электролитических осадков. — М., 1960. — 156 с.
3. Д у ш е в с к и й И.В. О возникновении внутренних напряжений в электролитических покрытиях (обзор) // Надежность и долговечность деталей машин. — Красноярск, 1975. — С. 30—33.
4. Л я х о в и ч Л.С., Б р а г и л е в с к а я С.С. Формирование боридных покрытий на гальванически железенных металлах и сплавах // МИТОМ. — 1972. — Вып. 6. — С. 49—50.
5. К у д р я в ц е в Н.Т., Я к о в л е в а Л.А. Электролитическое осаждение железа // Труды МХТИ им. Д.И. Менделеева. — 1956. — Вып. 22. — С. 135—136.
6. В о р о ш и н Л.Г., Л я х о в и ч Л.С. Теплофизика в литейном производстве. — Минск, 1967. — 73 с.
7. В о р о ш и н Л.Г., Л я х о в и ч Л.С. Борирование стали. — М., 1978. — 240 с.

УДК 621.785.5

Е.М. ХУСИД (БПИ)

ЦЕМЕНТАЦИЯ ДО- И ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ В ГАЗОВЫХ АТМОСФЕРАХ И ТВЕРДЫХ КАРБЮРИЗАТОРАХ

Исследования проводили на образцах из сталей 12 марок с содержанием (по массе) хрома от 3,4 до 16,7 %, углерода — 0,24...0,32 % (дозэвтектоидные) и 0,8 % (заэвтектоидные). Газовую цементацию осуществляли в безмуфельном агрегате (БМА) конструкции Волгоградского ВНИИТМАШа с использованием атмосферы чистого эндогаза с добавкой аммиака. Режимы цементации описаны в [1]. На рис. 1 показано влияние содержания хрома в стали на строение цементованного слоя (h — толщина слоя).

С увеличением содержания хрома толщина окисленного слоя h_0 растет. Причем на заэвтектоидных сталях размер и плотность окисленного слоя больше. В сталях с низким содержанием хрома за окисленным слоем имеются зоны крупных карбидов по границам зерен, мелкодисперсных карбидов и переходная зона, на высокохромистых сталях — зона мелкодисперсных глобулярных карбидов и переходная. С ростом концентрации хрома размеры слоя и карбидной зоны уменьшаются. На заэвтектоидных сталях они примерно в полтора раза меньше, чем на доэвтектоидных. Добавка к эндогазу аммиака способствует значительному снижению окисления стали и увеличению толщины слоя и зоны карбидов. Поверхностная твердость доэвтектоидных сталей с 3,4...9,2 % хрома и заэвтектоидных с 4,4...7 % хрома, цементованных в атмосфере эндогаза с добавкой аммиака, после термообработки составляет 64...66 НРС. Режим закалки высокохромистых сталей не пригоден для сталей 20ХНР, 25ХГТ. Проведенные исследования показывают возможность цемента-

ции в БМА хромистых сталей с содержанием хрома до 7 % в эндогазе с добавкой аммиака.

При цементации высокохромистых сталей в бондюжском карбюризаторе образуется неравномерный диффузионный слой [2]. Неоднократно предпринимались попытки улучшить его качество добавками различных веществ. В [3] рассматриваются результаты опытов по насыщению сталей 10X13, 08X17H2 в бондюжском карбюризаторе, который предварительно кипятили 30 мин в насыщенном растворе хлористого аммония и сушили при высокой температуре. Это позволило снизить неравномерность диффузионного слоя. Однако цементация сопровождалась слишком интенсивным газообразованием.

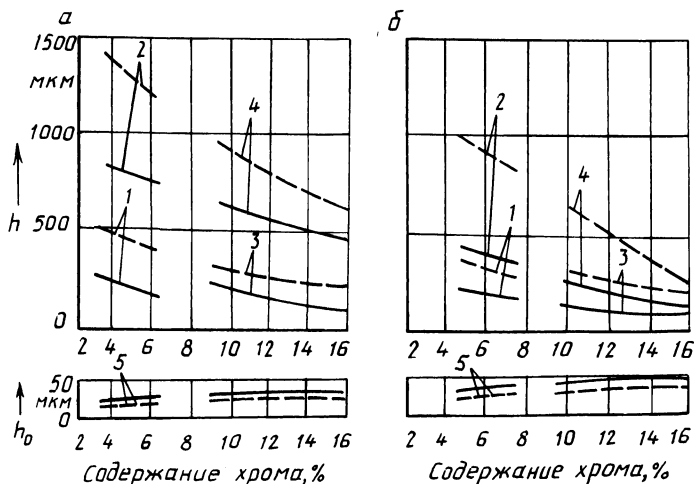
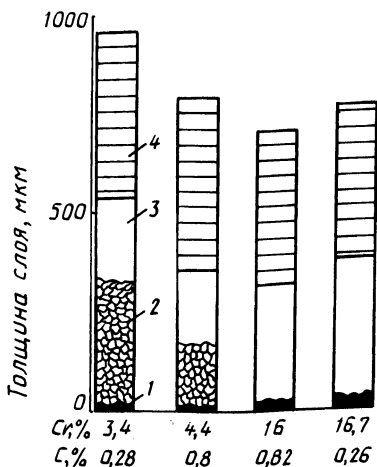


Рис. 1. Зависимость размеров зон от содержания хрома в стали: крупных (1) и мелких (3) карбидов, переходной (2,4), окисленной (5), для до- (а) и заэвтектидных (б) сталей; сплошная линия — насыщение в эндогазе, штриховая — с добавкой аммиака

Рис. 2. Структура цементованного слоя хромистых сталей при насыщении в свежем бондюжском карбюризаторе с 1 % NH_4Cl и 0,5 % Na_2CO_3 ($t_{\text{нас}} = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 6\text{ч}$):
1 — окисленная зона; 2 — зона крупных карбидов; 3 — мелких;
4 — переходная



Нами проводилось насыщение хромистых сталей в свежем и отработанном бондюжском карбюризаторе с добавкой силикокальция и порошков NH_4Cl и CCl_4 , KMnO_4 , Na_2CO_3 . Интенсивного газообразования при этом не было. В насыщающих смесях с силикокальцием, а также с хлористым аммонием и добавкой KMnO_4 или CCl_4 на хромистых сталях образуется неравномерный диффузионный слой. Применение в качестве активатора 1 % NH_4Cl и 0,5 % Na_2CO_3 обуславливает значительное снижение неравномерности толщины слоя. На рис. 2 схематично показаны структуры слоев на некоторых сталях. Как и при газовой цементации, с ростом содержания хрома увеличивается размер окисленной зоны, снижается толщина слоя и карбидных зон. На заэвтектоидных сталях цементованный слой меньше. При использовании свежего бондюжского карбюризатора размер цементованного слоя примерно такой, как и при насыщении в более эффективной, но менее технологической смеси — древесном угле с добавкой 15 % Na_2CO_3 [2]. Однако толщина окисленной зоны примерно в 1,5 раза больше. При дополнительной добавке хлорной извести или четыреххлористого углерода к бондюжскому карбюризатору с NH_4Cl и Na_2CO_3 ухудшается качество цементации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Интенсификация процесса цементации и улучшения качества упрочненного слоя шестерен / А.В. Пожарский, С.А. Пегишева, Л.М. Семенова и др. // МиТОМ. — 1984. — № 4. — С. 8—10. 2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М., 1981. — 424 с. 3. Сумароков Н.В., Таскаев И.П. Цементация хромистых нержавеющей сталей в твердом карбюризаторе // Учен. зап. Перм. гос. ун-та. — 1960. — Т. 16. — № 4. — С. 27—32.

СОДЕРЖАНИЕ

Обработка материалов под давлением

Степаненко А.В., Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Хлебчевич В.А., Мильман Е.А. Пластическая деформация в процессе тепловой обработки заготовок из осевой стали	3
Добровольский И.Г., Задорожный В.И., Шляховой В.С. Определение пружинения и остаточной кривизны пластически изогнутой трубчатой заготовки	6
Добровольский И.Г., Мозальков В.И. Получение гибких зубчатых колес ротационной вытяжкой	11
Степаненко А.В., Барташевич С.А., Шиманович О.А. Условия предотвращения закручивания заготовки в процессе волочения с перекатыванием	14
Пилипенко В.И., Варавин В.А., Любимов В.И. Влияние параметров составной заготовки на предельную степень формоизменения при комбинированной вытяжке двухслойных изделий	16
Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Исследование процесса вытяжки изделий сложной формы из плоской заготовки	19
Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Проектирование с помощью ЭВМ заготовки для глубокой вытяжки	21
Исаевич Л.А. Особенности квазиизостатического формования штучных изделий из порошковых материалов	23
Реут Л.Е. Особенности деформированного состояния пористой трубы при ее калибровании	26
Матусевич А.С., Чутаев И.Х. Удельные усилия прессования композиционных профилей	29
Винерский С.Н., Логачев М.В. Зона устойчивого волочения труб на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука	32
Богинский Л.С., Реут О.П., Реут Л.Е. Волочение тонкостенной металлической оболочки, заполненной порошковым материалом	34
Жданович Г.М. Распределение плотности в порошковом теле за фронтом падающей волны сжатия	38

Литейное производство черных и цветных металлов

Леках С.Н., Бестужев Н.И., Хромченков И.А., Пигулевский А.А. Влияние графитизирующего модифицирования ВЧШГ на его кристаллизацию и усадку	42
Туттов В.И., Земсков И.В., Тульев В.Д., Столярова Г.И. Низколегированный чугуны для полунепрерывного литья	43
Нерославский О.М., Розум В.А., Шейнерт В.А., Гранщикова И.М. Взаимодействие комплексных присадок с жидким чугуном	45
Крутилин А.Н., Гринберг В.А., Демченко Е.Б., Филанович И.К. К вопросу о прочности чугуна при непрерывном литье	46
Руденков В.М., Счисленок Л.Л., Худокормов Д.Н., Лабода М.М. Об одном подходе к оценке эффективности замены традиционных материалов высокопрочным чугуном	48
Худокормов Д.Н., Мартынюк М.Н., Берлин М.С., Скорынина Т.Н. Совершенствование системы планирования в литейном производстве	49

Белый О.А., Дедовец В.А., Першин И.Г., Стриженков М.И., Ковган Н.В. Экологическая и экономическая оценка использования вторичных материалов в шихте при выплавке алюминия	51
Винокуров В.К., Галушко А.М., Долгий Л.П., Баранов А.М. Улучшение заполняемости литейных форм алюминиевыми сплавами	52
Глуховский В.И., Миланович Н.И., Ковалевич В.С., Скрыган А.И. Повышение эффективности улавливания мелкодисперсных фракций пыли	54
Белый О.А., Ковалев П.П., Шаповалов Ю.П., Яварович Е.П. Нейтрализация токсичных компонентов газовых выбросов при производстве стержней в нагреваемой оснастке	55
Стриженков М.И., Чон Чен Нам, Долгий Л.П., Агеенко М.И. Модифицирующее действие серы в алюминиевых сплавах	56
Дорожко И.В., Киселев С.В., Пулковский В.М., Пестрякова Е.Н. Температурная зависимость свойств алюминия в жидком состоянии	57
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А., Горбач Н.А. Влияние концентрации вторичных шихтовых материалов на заполняемость форм при литье под давлением	59
Бельский Е.И., Гурин С.С., Клещенок Г.И. Повышение разгаростойкости чугунных отливок модифицированием	60
Гурин С.С., Бельский Е.И., Клещенок Г.И., Руляк В.В. Окалиностойкость чугуна с компактным графитом в поверхностном слое отливки	62
Чичко А.Н., Соболев В.Ф. Зависимость литейных свойств алюминиевых сплавов от характеристик их компонентов	64
Чичко А.Н., Соболев В.Ф. Зависимость параметров кристаллизации алюминиевых сплавов от характеристик их компонентов	66
Кукуй Д.М., Одинокко В.Ф., Иодо А.Е., Кечин Д.О. К вопросу активации органических связующих материалов импульсной обработкой электрическими разрядами	69
Одинокко В.Ф., Кукуй Д.М., Скурат Т.Н., Кечин Д.О. Расчет давления ударных волн в процессе электрогидравлической регенерации формовочного песка	71
Понкратин Е.И. Технологические пути повышения стойкости прессового инструмента	72
Ситкевич М.В. Классификационные аспекты создания диффузионноактивных обмазок	74
Винерский С.Н., Лазаренко А.М., Лукьянов В.П. Анализ шума в литейных цехах	76
Тофпенец Р.Л., Бельский С.Е., Шиманский И.И. Эффективность термоциклической обработки отливок из вторичных литейных алюминиевых сплавов	80
Комаров О.С., Урбанович Н.И., Ходосевич В.Г. Исследование механических свойств высокохромистых чугунов	81
Комаров О.С., Урбанович Н.И., Ходосевич В.Г., Писаренко Л.З., Кашуба Н.А. Технологический процесс отливки роторов винтовых насосов	84
Гурвич Э.А., Жвавай Н.П., Жмакин Н.П. Эффективность модифицирования серого чугуна при литье тонкостенных изделий в кокиль	85
Есьман Р.И., Калининко А.С., Антонович М.А., Сычиков Э.Д. К оценке скорости охлаждения быстрозакаленных металлических материалов	87
Гурвич Э.А., Жмакин Н.П., Калининко А.С., Тайц Е.М. Приближенный метод расчета процесса формирования тонкой заготовки при закалке из жидкого состояния	88
Блехман Г.Х., Зарецкий Л.Ш., Кожин В.П., Лосюк Ю.А. Влияние температуры формы на кинетику отверждения песчано-смоляных смесей	90
Блехман Г.Х., Зарецкий Л.Ш., Лосюк Ю.А. Улучшение свойств песчано-смоляных смесей для кокильных облицовок	91

Металловедение и термическая обработка металлов

Ляхович Л.С., Фурунжиев Р.И., Хусид Б.М., Хина Б.Б., Варавко В.В. Лабораторная работа по разработке состава стали с оптимальными свойствами на ЭВМ в диалоговом режиме	93
Ляхович Л.С., Кухарев Б.С., Скачкова Е.О. Диффузионное цинкование алюминиевой фольги	96
Ворошнин Л.Г., Панич Г.Г., Шолпан Ю.С., Тамело С.А. Исследование структуры и свойств комбинированных гальванодиффузионных защитных покрытий	97
Мохамед К.Э., Кухарев Б.С. Исследование коррозионных свойств алюминидных покрытий на образцах из стали марки Ст3	99
Соколовский Е.И., Щербakov Э.Д. Структура диффузионных слоев систем Cr—Al, Cr—Ti, Cr—Si на коррозионно-стойких сталях	103
Протасевич В.Ф., Кучеева Л.В., Шевчик И.К. Боротитанирование сталей в порошковых средах	105
Левченко Г.М., Ломако А.В. Получение боридов кремния методом алюминотермии	107
Кухарева Н.Г., Исламов А.М. Характер разрушения диффузионных покрытий образцов из углеродистых сталей в неорганических кислотах	109
Пархутик П.А., Куприянова И.Ю. Метастабильные диаграммы состояния сплавов эвтектического типа при скоростной кристаллизации.	111
Андрушевич А.А., Булыга И.Н., Пархутик П.А. Изменение свойств силумина АЛ4 под влиянием модифицирующей обработки стронцием	114
Исаков С.А., Мешочкин Н.А. Борирование гальванических железных покрытий на образцах из стали	117
Хусид Е.М. Цементация до- и заэвтектоидных хромистых сталей в газовых атмосферах и твердых карбюризаторах	120

МЕТАЛЛУРГИЯ

В ы п у с к 21

Зав. редакцией *В.Г. Самарина*. Редактор *Э.Н. Капрова*. Мл. редактор *А.П. Берлина*. Худож. редактор *И.А. Демковский*. Техн.редактор *Г.А. Лакишик*. Корректор *Л.А. Еркович*. Оператор *И.В. Скубий*

ИБ № 2386

Подписано в печать 23.12.86. АТ 13817. Формат 60x90 1/16. Бумага офсет. Офсет. печать. Гарнитура Универс. Усл. печ.л. 8,5. Усл.кр.-отт.8,875. Уч.-изд.л. 9,51. Тираж 660 экз. Зак. 5583. Цена 1р. 50 к.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета БССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография "Победа". 222310, Молодечно, ул. Тавлая, 11.

Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве "Вышэйшая школа"

РЕФЕРАТЫ

УДК 536.12.621:539

Пластическая деформация в процессе тепловой обработки заготовок из осевой стали / А.В. Степаненко, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 3—6.

Получено решение несвязанной квазистационарной задачи термоупругопластичности для кругового сплошного цилиндра при его нагреве излучением и конвекцией для последующей прокатки и прошивки. Показано, что при тепловой обработке заготовок из стали в осепрокатном производстве целесообразно учитывать пластические напряжения. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.983

Добровольский И.Г., Задорожный В.И., Шляховой В.С. Определения пружинения и остаточной кривизны пластически изогнутой трубчатой заготовки. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 6—10.

Дан анализ упругого пружинения тонкостенной трубчатой заготовки при ее пластическом изгибе без наполнителя на заданный радиус кривизны. Приведена зависимость радиуса гибочного шаблона от конечного радиуса изгиба одновитковой манометрической пружины. — Ил. 1. Табл. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.983.44

Добровольский И.Г., Мозальков В.И. Получение гибких зубчатых колес ротационной вытяжкой. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 11—13.

Описан способ получения звена гибкого зубчатого колеса волновых передач из ступенчатой трубчатой заготовки ротационной внутренней вытяжкой с утонением при условии сочетания обратной схемы ротационной вытяжки до перепада диаметров заготовки и далее прямой за один проход. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.778.1

Степаненко А.В., Барташевич С.А., Шиманович О.А. Условия предотвращения закручивания заготовки в процессе волочения с перекачиванием. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 14—16.

В статье сформулированы условия предотвращения закручивания заготовки в процессе ее волочения и приводятся аналитические зависимости для определения геометрии инструмента. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.983.321/324

Пилипенко В.И., Варавин В.А., Любимов В.И. Влияние параметров составной заготовки на предельную степень формоизменения при комбинированной вытяжке двухслойных изделий. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 16—19.

Рассмотрено влияние компоновки составной заготовки, соотношения механических свойств и толщин составляющих ее компонентов на предельную степень формоизменения двухслойных изделий при комбинированной вытяжке. — Ил. 3. Табл. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.07

Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Исследование процесса вытяжки изделий сложной формы из плоской заготовки. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 19–20.

Получено уравнение, решая которое на ЭВМ, можно построить линии тока, рассчитать скорости перемещений и по полученным результатам определить форму и размеры плоской заготовки при глубокой вытяжке. При этом учтено изменение толщины деформируемого металла. — Библиогр. 1.

УДК 621.07

Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Проектирование с помощью ЭВМ заготовки для глубокой вытяжки. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 21–23.

Приведена методика определения формы и размеров заготовки для вытяжки квадратной в плане коробки. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.762.4.001

Исеевич Л.А. Особенности квазиизостатического формования штучных изделий из порошковых материалов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с.23–25.

Рассмотрен процесс формования брикетов из порошков в толстостенной эластичной оболочке. Показано влияние на форму получаемых изделий технологических свойств порошка, контактного трения между пресс-формой и оболочкой, а также геометрических параметров последней. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.762.4

Ревут Л.Е. Особенности деформированного состояния пористой трубы при ее калибровании. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 26–29.

В работе исследовано деформированное состояние пористого цилиндрического изделия при калибровании его по внутреннему диаметру путем протягивания в полости трубчатой заготовки рабочего конического инструмента. Теоретически и экспериментально исследованы деформации и характер их распределения в пористой трубчатой заготовке при ее калибровании. — Ил. 3. Библиогр. 2.

УДК 539.374

Матусевич А.С., Чустаев И.Х. Удельные усилия прессования композиционных профилей. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 29–32.

Верхнеграницным методом получена зависимость для определения удельных усилий прессования композиционных профилей. — Ил. 1. Библиогр. 5.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

Винерский С.Н., Логачев М.В. Зона устойчивого волочения труб на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 32–34.

Показано, что с целью максимального снижения усилия волочения, повышения степени деформации и стабильности процесса, волочение на самоустанавливающейся оправке с применением ультразвука необходимо вести при меньших углах оправки чем в случае обычного волочения. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.762.4

Богинский Л.С., Реут О.П., Реут Л.Е. Волочение тонкостенной металлической оболочки, заполненной порошковым материалом. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 34—37.

Рассматривается напряженное состояние металлической оболочки, заполненной порошком, при протягивании ее через жесткую коническую матрицу для различных условий трения на границе контакта матрицы и оболочки. Напряжения, возникающие в оболочке, определяются как геометрическими параметрами деформирующего инструмента и условиями трения на контактной поверхности, так и физическим состоянием уплотняемого порошкового тела. Получено аналитическое выражение для общего усилия волочения. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.762.4

Жданович Г.М. Распределение плотности в порошковом теле за фронтом падающей волны сжатия. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 38—41.

Рассмотрен вопрос о распределении плотности тела за фронтом падающей волны сжатия. В основу расчетов положены законы сохранения массы, импульса и количества движения. Хорошая корреляция расчетных и экспериментальных данных свидетельствует об обоснованности сделанных допущений. — Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.14.018.292

Влияние графитизирующего модифицирования ВЧШГ на его кристаллизацию и усадку / С.Н. Леках, Н.И. Бестужев, И.А. Храмченков, А.А. Пигулевский. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 42—43.

Показана целесообразность "позднего" модифицирования высокопрочных чугунов ферросилицием с целью максимальной графитизации сплава и уменьшения образования усадочных дефектов в отливках. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74.047

Низколегированный чугун для полунепрерывного литья / В.И. Тутов, И.В. Земсков, В.Д. Тульев, Г.И. Столярова. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 43—44.

Разработаны оптимальные составы чугуна, экономно легированного хромом и никелем, для полунепрерывного литья в металлический кристаллизатор с использованием песчаных стержней при различных условиях охлаждения отливок за пределами кристаллизатора.

УДК 669.14.018.292

Взаимодействие комплексных присадок с жидким чугуном / О.М. Нерославский, В.А. Розум, В.А. Шейнерт, И.М. Гранщикова. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 45—46.

В работе приведены результаты расчета на ЭВМ реакций, протекающих между магнием и кальцием с примесями в жидком чугуне. Показано, что магний первоначально выступает в роли раскислителя, а затем десульфуратора. Кальций преимущественно взаимодействует с серой. Расчеты подтверждены экспериментальными данными. — Ил. 1.

УДК 621.74.047

К вопросу о прочности чугуна при непрерывном литье / А.Н. Крутилин, В.А. Гринберг, Е.Б. Демченко, И.К. Филанович. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 46—48.

Представлены результаты испытаний прочности чугуна, модуль упругости и коэффициент линейного расширения в диапазоне температур 900...1100 °С.

УДК 629.114.2.02.001

Об одном подходе к оценке эффективности замены традиционных материалов высокопрочным чугуном / В.М. Руденков, Л.Л. Счисленок, Д.Н. Худокормов, М.М. Лабодда. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 48—49.

В работе дается анализ действующих методик оценки эффективности замены традиционных материалов высокопрочным чугуном с шаровидным графитом, определяются их недостатки и возможные пути совершенствования, рекомендуются положения, при реализации которых согласуются народнохозяйственные и хозяйственные интересы предприятий, стимулирующие внедрение производства отливок из ВЧШГ.

УДК 621.74

Совершенствование системы планирования в литейном производстве / Д.Н. Худокормов, М.Н. Мартынюк, М.С. Берлин, Т.Н. Скорынина. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 49—50.

Обосновывается применение показателя "условная тонна" взамен физического тонны при планировании объема выпуска литья. Использование этого показателя стимулирует снижение металлоемкости отливок, более объективно оценивает производственную деятельность литейных подразделений. — Библиогр. 1.

УДК 621.745.57

Экологическая и экономическая оценка использования вторичных материалов в шихте при выплавке алюминия / О.А. Белый, В.А. Дедовец, И.Г. Першин и др. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 51—52.

Предложена схема очистки выбросов от вредных газов с использованием ионообменной технологии. Рассмотрен процесс регенерации фильтрующих материалов. Дана экологическая и экономическая оценка использования в шихте вторичных алюминиевых сплавов. — Табл. 1.

УДК 669.715.018

Улучшение заполняемости литейных форм алюминиевыми сплавами / В.К. Винокуров, А.М. Галушко, Л.П. Долгий, А.М. Баранов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 52—53.

В работе исследована зависимость заполняемости металлических форм сплавами АЛ4 и АК5М7 от конструкции тонкой стенки отливки и состава защитных покрытий. Предложены варианты оптимальных конструкций тонких стенок отливок и составов защитных покрытий металлических форм, улучшающих формозаполняемость при тонкостенном литье с сохранением механических свойств отливок. — Табл. 1.

УДК 621.745.57

Повышение эффективности улавливания мелкодисперсных фракций пыли / В.И. Глуховский, Н.И. Миланович, В.С. Ковалевич, А.И. Скрыган. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 54—56.

Предложен способ повышения эффективности улавливания мелкодисперсных фракций пыли. Разработан эжекционный аппарат очистки ваграночных газов. Представлена его принципиальная схема. — Ил. 1.

УДК 621.715.046

Нейтрализация токсичных компонентов газовых выбросов при производстве стержней в нагреваемой оснастке / О.А. Белый, П.П. Ковалев, Ю.П. Шаповалов, Е.П. Яварович. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 55—56.

Проведен химический анализ вентиляционных выбросов при производстве стержней в нагреваемой оснастке. Предложен щелочной способ нейтрализации токсичных компонентов. Определено влияние наличия сульфата тетраамина меди на эффективность поглощения формальдегида. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.715.046

Модифицирующее действие серы в алюминиевых сплавах / М.И. Стриженков, Чон Чен Нам, Л.П. Долгий, М.И. Агеенко. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 56—57.

Исучено влияние добавок серы на физико-механические свойства алюминиевых сплавов. Показано, что улучшение свойств сплавов обеспечивается за счет рафинирования расплава газообразной серой и изменения формы железосодержащей β -фазы. — Табл. 1.

УДК 669.71-154:532.13

Температурная зависимость свойств алюминия в жидком состоянии / И.В. Дорожко, С.В. Киселев, В.М. Пулковский, Е.Н. Пестрякова. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 57—59.

Исследовано изменение кфнематической вязкости алюминия в интервале 670... 1400 °С. Установлено наличие на политерме двух перегибов, соответствующих (890 ± 10) и (1180 ± 10) °С. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74.043

Влияние концентрации вторичных шихтовых материалов на заполняемость форм при литье под давлением / В.А. Бахмат, А.М. Михальцов, В.А. Алешко, Н.А. Горбач. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 59—60.

Приведены результаты исследования зависимости заполняемости форм от добавок вторичных шихтовых материалов при литье под давлением сплавов на основе СИЛ-2.

УДК 621.74.002

Бельский Е.И., Гурин С.С., Клещенок Г.И. Повышение разгаростойкости чугуновых отливок модифицированием. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 60—62.

Приведены результаты исследований разгаростойкости чугунов с различной структурой. Даны рекомендации по использованию чугуна, модифицированного сурьмой и магнием, для изготовления кокилей. — Ил. 1.

УДК 621.74:669.15

Окалиностойкость чугуна с компактным графитом в поверхностном слое отливки / С.С. Гурин, Е.И. Бельский, Г.И. Клещенок, В.В. Руляк. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 62—64.

Исследована возможность повышения окалиностойкости чугуна за счет получения в поверхностном слое отливки структуры с компактным графитом (хлопьевидным, вермикулярным и шаровидным). Установлены особенности окалинообразования в слое с шаровидным графитом. — Ил. 1.

УДК 621.746.6

Ч и ч к о А.Н., С о б о л е в В.Ф. Зависимость литейных свойств алюминиевых сплавов от характеристик их компонентов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 64—66.

Исследована взаимосвязь между литейными свойствами алюминиевых сплавов и признаками, построенными на физических, атомно-кристаллических и электронных характеристиках их компонентов. Показана возможность расчета литейных свойств сплавов. — Табл. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.746.6

Ч и ч к о А.Н., С о б о л е в В.Ф. Зависимость параметров кристаллизации алюминиевых сплавов от характеристик их компонентов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 66—68.

Исследована взаимосвязь между параметрами кристаллизации алюминиевых сплавов и признаками, построенными на физических, атомно-кристаллических и электронных характеристиках их компонентов. — Библиогр. 1.

УДК 621.743

К вопросу активации органических связующих материалов импульсной обработкой электрическими разрядами / Д.М. Кукуй, В.Ф. Одиночко, А.Е. Иодо, Д.О. Кечин. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 69—70.

Приведены результаты исследований по активации фенолоспирта импульсными электрическими разрядами. Установлено, что в результате можно увеличить прочность смеси в 1,5...2 раза. — Табл. 2.

УДК 621.743

Расчет давления ударных волн в процессе электрогидравлической регенерации формовочного песка / В.Ф. Одиночко, Д.М. Кукуй, Т.Н. Скурат, Д.О. Кечин. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 71—72.

Изложена методика расчета амплитуды давления ударной волны при электрическом разряде в водно-песчаной пульпе, содержащей обработанные жидкостекольные смеси. — Библиогр. 1.

УДК 621.725:621.669

П о н к р а т и н Е.И. Технологические пути повышения стойкости прессового инструмента. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 72—74.

Рассмотрены основные причины повреждения рабочей поверхности прессовых матриц и предложены новые пути повышения их стойкости в зависимости от преобладающего вида изнашивания. — Библиогр. 6.

УДК 669.781

С и т к е в и ч М.В. Классификационные аспекты создания диффузионноактивных обмазок. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 74—76.

Рассматриваются основные условия, реализация которых необходима для эффективного функционирования диффузионноактивных обмазок в условиях длительного нагрева в окислительной печной среде. Представлена классификация обмазок в зависимости от характера участия поставщика активных атомов в каркасообразующей и защитной функциях, на основе которой можно проанализировать возможность использования тех или иных составов для осуществления ряда процессов ХТО. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74:628.517

Винерский С.Н., Лазаренков А.М., Лукьянов В.П. Анализ шума в литейных цехах. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 76–79.

Представлены результаты исследований шума оборудования литейных цехов, даны рекомендации по его снижению. — Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 669.715.782.621.785

Тоффенев Р.Л., Бельский С.Е., Шиманский И.И. Эффективность термоциклической обработки отливок из вторичных литейных алюминиевых сплавов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 80–81.

Рассмотрено влияние тепловых циклических воздействий при закалке и старении на структуру и свойства отливок из вторичных литейных сплавов АК5М7 и АК12ММГН. Сочетание различных вариантов термоциклирования обеспечивает повышение пластических свойств в 2...2,5 раза при высоких значениях предела прочности. — Табл. 1.

УДК 669.14.018

Комаров О.С., Урбанович Н.И., Ходосевич В.Г. Исследование механических свойств высокохромистых чугунов. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с.81–83.

Приведены результаты исследований механических характеристик наиболее перспективных марок высокохромистых износостойких чугунов. — Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.14.018

Технологический процесс отливки роторов винтовых насосов / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, В.Г. Ходосевич, Л.З. Писаренко, Н.А. Кашуба. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 84–85.

Разработана и показана технология получения отливки ротора винтового насоса в керамические формы. Срок службы деталей повышен в 3...4 раза при одновременном снижении их себестоимости. — Ил. 1.

УДК 621.746

Гурвич Э.А., Жавый Н.П., Жмакин Н.П. Эффективность модифицирования серого чугуна при литье тонкостенных изделий в кокиль. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 85–86.

Приведены экспериментальные данные, которые показывают возможность получения значительного эффекта от модифицирования чугунов с высокой степенью эвтектичности при литье тонкостенных отливок в металлические формы. — Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.762:669-158.81

К оценке скорости охлаждения быстрозакаленных металлических материалов / Р.И. Есьман, А.С. Калиниченко, М.А. Антоневиц, Э.Д. Сычиков. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 87–88.

Приведен разработанный метод оценки скорости охлаждения расплава при закалке из жидкого состояния. На основе обобщения данных построена номограмма, позволяющая оценить скорость охлаждения слоя расплава для толщин от 10 до 100 мкм. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.74:669-158.81

Приближенный метод расчета процесса формирования тонкой заготовки при закалке из жидкого состояния / Э.А. Гурвич, Н.П. Жмакин, А.С. Калининченко, Е.М. Тайц. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с.88—90.

Приводится метод приближенной оценки толщины слоя расплава при его попадании на поверхность движущегося вала в процессе получения изделий методом закалки из жидкого состояния. По толщине слоя расплава находятся скорость охлаждения расплава и переохлаждение перед кристаллизацией. — Ил. 1.

УДК 621.74.045

Влияние температуры формы на кинетику отверждения песчано-смоляных смесей / Г.Х. Блехман, Л.Ш. Зарецкий, В.П. Кожин, Ю.А. Лосюк. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 90—91.

Приведены результаты теоретического и экспериментального исследования кинетики отверждения смеси в условиях одностороннего нагрева.

УДК 621.74.045

Блехман Г.Х., Зарецкий Л.Ш., Лосюк Ю.А. Улучшение свойств песчано-смоляных смесей для кокильных облицовок. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 91—92.

Исследовано влияние различных добавок в песчано-смоляные смеси на ускорение отверждения и повышение прочности кокильных облицовок. — Библиогр. 1.

УДК 669.14

Лабораторная работа по разработке состава стали с оптимальными свойствами на ЭВМ в диалоговом режиме / Л.С. Ляхович, Р.И. Фурунжиев, Б.М. Хусид и др. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 93—95.

Описана лабораторная работа по разработке состава марганцовистой стали с оптимальным комплексом механических свойств, выполняемая на ЭВМ в диалоговом режиме. Для оптимизации состава стали используется метод симплекс-планирования эксперимента. Разработан пакет прикладных программ для ЭВМ. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.785.5

Ляхович Л.С., Кухарев Б.С., Скачкова Е.О. Диффузионное цинкование алюминиевой фольги. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 96—97.

Представлен метод, позволяющий прогнозировать степень легирования Al-фольги цинком в зависимости от состава насыщающей среды. — Библиогр. 3.

УДК 621.357.75:669.11+621.793.6

Исследование структуры и свойств комбинированных гальванодиффузионных защитных покрытий / Л.Г. Ворошнин, Г.Г. Панич, Ю.С. Шолпан, С.А. Тамело. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 97—99.

Приведены результаты исследования структуры покрытий после электрохимического никелирования железоуглеродистых сплавов и последующей ХТО в порошковых смесях различного состава. Даны рекомендации по применению указанных покрытий для защиты от коррозии в пищевой промышленности. — Библиогр. 3.

УДК 621.785.539

Мо х а м е д К.Э., К у х а р е в Б.С. Исследование коррозионных свойств алюминоцинковых покрытий на образцах из стали марки Ст3. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 99—103.

Изучено влияние параметров процессов диффузионного алитирования и последующего цинкования на потенциал коррозии и коррозионную стойкость стали марки Ст3 на образцах с алюмоцинковым покрытием в условиях, имитирующих атмосферную коррозию. — Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785.53

С о к о л о в с к и й Е.И., Щ е р б а к о в Э.Д. Структура диффузионных слоев систем Cr—Al, Cr—Ti, Cr—Si на коррозионно-стойких сталях. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 103—105.

В работе изучено влияние составов смесей на толщину, микротвердость и фазовый состав диффузионных слоев на образцах из сталей 12X18H10T, 10X17H13M2T и сплава 06XH28MDT при насыщении их элементами систем хром—алюминий, хром—титан, хром—кремний. Приведены структурные диаграммы для стали 12X18H10T. — Ил. 3.

УДК 621.785.539

П р о т а с е в и ч В.Ф., К у ч е е в а Л.В., Ш е в ч и к И.К. Боротитанирование сталей в порошковых средах. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 105—107.

Рассмотрен процесс боротитанирования образцов из сталей 08кп и У8 последовательным методом. Проанализированы четыре схемы насыщения. Показано, что возможно увеличение износостойкости стали У8 после обработки по схемам $(B_1 + TiO_2)$ и $(B_{11} + TiO_2)$. — Ил. 3.

УДК 661.811.41.018.45

Л е в ч е н к о Г.М., Л о м а к о А.В. Получение боридов кремния методом алюминотермии. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с.107—109.

Рассмотрен алюминотермический метод получения боридов кремния. Исследовано влияние состава шихты и содержания подогревающей добавки $CaSO_4$ на выход продукта. Приведены рекомендации по проведению процесса восстановления. — Библиогр. 4.

УДК 621.785.5

К у х а р е в а Н.Г., И с л а м о в А.М. Характер разрушения диффузионных покрытий образцов из углеродистых сталей в неорганических кислотах. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 109—110.

Исследован характер разрушения в неорганических кислотах диффузионных покрытий, формирующихся на предварительно никелированных сталях 20 и У8 после химикотермической обработки образцов в хромирующей порошковой среде, а также в хромирующей среде с добавками кремния и молибдена. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 669.017.11

П а р х у т и к П.А., К у п р и я н о в а И.Ю. Метастабильные диаграммы состояния сплавов эвтектического типа при скоростной кристаллизации. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 111—114.

Рассмотрено положение линий неравновесной растворимости компонентов на диаграмме состояния двойных сплавов эвтектических систем при разных степенях их отклонения от равновесной кристаллизации. Построена схема, иллюстрирующая условия пересыщения твердых растворов легирующими элементами и расширение однофазной области за пределы равновесной растворимости. Предполагается, что при сверхвысоких скоростях охлаждения имеет место сближение метастабильных линий ликвидуса и солидуса и слияние их в одну линию равных термодинамических потенциалов жидкой и твердой фаз, переохлаждение ниже которой приводит к бездиффузионной кристаллизации. — Ил. 1. Библиогр. 9.

УДК 621.74.043:669.715

А н д р у ш е в и ч А.А., Бу л ы г а И.Н., Пар х у т и к П.А. Изменение свойств силумина АЛ4 под влиянием модифицирующей обработки стронцием. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 114—117.

Приведены результаты исследования влияния модифицирующей обработки стронцием на механические и технологические свойства сплава АЛ4. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785.539:661.65

И с а к о в С.А., М е ш о ч к и н Н.А. Борирование гальванических железных покрытий на образцах из стали. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с.117—120.

Приведены результаты исследования процесса борирования электролитического железа на образцах из стали 45. Показано, что на гальванически железненной стали реализуется более высокая скорость борирования, формируется слой повышенной сплошности. Такие боридные слои обладают более низкой хрупкостью, что позволяет увеличивать их толщину и рекомендовать борирование для обработки восстановленных железнением деталей с получением износостойких покрытий. — Ил. 3. Табл. 1. Библиогр. 7.

УДК 621.785.5

Х у с и д Е.М. Цементация до- и заэвтектоидных хромистых сталей в газовых атмосферах и твердых карбюризаторах. — *Металлургия*, 1987, вып. 21, с. 120—122.

Приведены результаты цементации до- и заэвтектоидных хромистых сталей в газовых атмосферах в безмуфельном агрегате с контролируемой средой. Показана возможность улучшения качества слоя добавками хлористого аммония и карбоната натрия. — Ил. 2.