

Министерство народного образования Белорусской ССР
Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 23

Минск
"Вышэйшая школа"
1989

Редакционная коллегия:

Л.С.Ляхович (гл. редактор), Е.И.Бельский (отв. секретарь), И.И.Гурдус,
Н.П.Жмакин (отв. секретарь), П.А.Пархутик, О.В.Роман, А.В.Степаненко,
В.И.Харитонович, Д.Н.Худокормов (зам. гл. редактора)

Ответственный за выпуск Н.И.Иваницкий

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по химико-термической обработке различных металлов и сплавов. Рассмотрены вопросы получения порошковых сред для термодиффузионной обработки, а также структурообразования диффузионных слоев, их свойства; результаты исследований процессов структурообразования легированных и модифицированных железоуглеродистых и цветных сплавов, а также прогрессивные технологии получения высококачественных отливок; современные способы очистки пылегазовых выбросов литейных цехов, вопросы охраны труда; результаты исследований в области пластической деформации металлов; современные технологические процессы холодной и горячей обработки металлов давлением, формообразования порошковых материалов, а также результаты их реализации в производстве.

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

**ДЕЙСТВИТЕЛЬНЫЕ СКОРОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ
МЕТАЛЛА В ПЛОСКИХ И ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ЗАДАЧАХ**

Использование метода верхней оценки при анализе пластического течения металлов позволяет схематизировать процесс деформирования и является рациональным приемом решения конкретных технологических задач. В задачах исследования кинематически возможных полей скоростей течения при наличии варьируемых параметров основной сложностью является определение значений среднего нормального напряжения и минимизация функционалов энергии. Реализуются эти этапы решения, как правило, при помощи численных алгоритмов и характеризуются значительной трудоемкостью. Вместе с тем для многих процессов обработки металлов давлением расчет энергосиловых параметров не является первоочередной задачей, а наибольший интерес представляет изучение характера формоизменения и конечных свойств изделий, которое можно провести по установленным кинематическим переменным. Оперативность таких оценок значительно возрастет, если установление кинематически возможных полей скоростей течения не будет непосредственно основываться на использовании отмеченных трудоемких этапов решения. При этом поле напряжений, поставленное в соответствие кинематически возможному полю скоростей, должно быть статически допустимым, или иначе искомые кинематические поля действительны [1]. Действительность кинематических полей можно удовлетворить, если при построении последних использовать ряд дополнительных требований, формулировка которых для плоских и осесимметричных задач происходит по следующей схеме.

Известно [2], что статическая допустимость полей напряжений σ_i^j , поставленных в соответствие полю скоростей деформаций ξ_i^j , которые связаны соотношениями Коши с кинематически возможным полем скоростей течения v_i^j , обеспечивается в случае, если мощность процесса пластического деформирования

$$N = \sum_l \int_{V_l} \sigma_i^j \dot{\xi}_i^j dv + \sum_{K_A K} \int \tau_{тpK} \hat{v}_K ds$$

принимает минимальное значение. Условия экстремальности Эйлера для течения неупрочняющегося металла ($T = \tau_s$) в односвязных областях ($l = 1$) в предположении о несжимаемости материала ($\xi_i^j \delta_i^j = 0$) и в рамках закона трения Прандтля ($\tau_{тpK} = 2\mu T$) приводят к системе уравнений, обеспечивающих минимум мощности процесса деформирования:

$$\int_V H_{,a_i} dv + 2\mu \sum_K \int_{A_K} \widehat{v}_{,a_i} ds = 0, \quad (1)$$

Здесь A_K — площадь контактных поверхностей; \widehat{v}_K — скорость скольжения материала по контактной поверхности; T, H — интенсивность соответственно напряжений и скоростей деформации сдвига; μ — коэффициент внешнего трения; a_i — варьируемые параметры, входящие в уравнения скоростей течения.

При переходе к плоским ($\xi_z = 0$) симметричным течениям система (1) принимает вид

$$\sqrt{3} \mu \int_{L^*} \widehat{v}_{,a_i} dl - \iint_{A^*} (v_{x,x})_{,a_i} ds = 0, \quad (2)$$

где L^* — дуга контакта; $A^* = \partial V \neq \cup A_K$.

Первый интеграл в условии (2) можно определить как

$$\int_{L^*} \widehat{v}_{,a_i} dl = \int_{L^*} (1 + F_{,x}^2)^{0,5} (\psi_{,y})_{,a_i} dl, \quad (3)$$

где $F = F(x)$ — уравнение контактного контура.

Используя формулу Грина, второй интеграл в уравнении (2) представим в виде

$$\iint_{A^*} (v_{x,x})_{,a_i} ds = \oint_L v_{x,a_i} dy. \quad (4)$$

При этом

$$L = L^* \cup L_i, \quad L_i: \begin{cases} x = x_i, & y \in [0, F_i] \\ y = y_i, & x \in [0, x_i], \end{cases} \quad (5)$$

$$\sum_i \int_{L_i} (v_x)_{,a_i} dy = \frac{\partial}{\partial a_i} \left(\sum_i [\Delta \psi |_{L_i}] \right),$$

где $\Delta \psi|_{L_i}$ — скачки функции тока $\psi(\eta)$ на участках L_i контура L , замыкающего продольное сечение очага деформации; η — линия тока, выбираемая эквидистантной или центростремительной.

В случае осесимметричных течений для преобразования выражения мощности внутренних сил используется формула Гаусса—Остроградского, а в остальном анализе существенных различий не имеется.

Таким образом, на основании условий (3) — (5) для плоских течений неупрочняющихся металлов достаточно просто формулируются дополнительные требования к функции тока, что в совокупности с геометрическими соотношениями и кинематическими ограничениями на контуре деформированного тела позволяет на начальных этапах решения оценить действительные скорости течения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. — М., 1986. — 688 с. 2. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. — М., 1975. — 400 с.

УДК 621.77.01

И.Г.ДОБРОВОЛЬСКИЙ, В.П.СЕМЕНОВ,
В.С.ШЛЯХОВОЙ

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СПОСОБОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СИЛЬФОНОВ

При производстве гибких металлических рукавов значительной длины в настоящее время применяются механические способы изготовления тангенциально-гофрированных оболочек, основывающиеся на радиальной осадке трубчатой заготовки с помощью специального давилного инструмента. При этом предполагается формообразование сравнительно толстостенных труб с невысоким коэффициентом гофрирования:

$$\frac{s_0}{d_0} \geq 0,01; k = \frac{D_H - d_{ВН}}{d_{ВН}} \leq 0,3,$$

где s_0 и d_0 — исходные толщина и диаметр трубчатой заготовки; D_H и $d_{ВН}$ — наружный и внутренний диаметры гофрированной оболочки.

В настоящее время возникла необходимость получения сильфонов с большим числом гофров (более 100), т.е. по длине приближающихся к металлическим рукавам, но с более высоким коэффициентом гофрирования ($k \geq 0,5$) при меньших толщинах исходного материала ($s_0/d_0 < 0,01$). Получение указанных сильфонов традиционным механогидравлическим способом технически сложно. В настоящей работе рассматриваются возможности механических способов изготовления сильфонов с указанными характеристиками.

Решение данной задачи связано с выбором оптимальных схем нагружения заготовки, обеспечивающих более высокую предельную степень деформирования за счет обеспечения сжимающих компонент тензора напряжений в очаге деформации. При этом сжимающие напряжения должны быть меньше вызывающих потерю устойчивости оболочки.

Наибольшая радиальная степень деформирования определяется предельно-прочностной пластичностью материала e_p , которая в свою очередь зависит от схемы напряженного состояния и может быть оценена по выражению [1]:

$$e_p = (1,6 - 0,6\Gamma) \epsilon_p,$$

где Γ — показатель жесткости схемы деформирования; ϵ_p — предельная деформация, полученная при испытаниях на растяжение плоского образца (одноосное напряженное состояние).

Представив процесс образования гофров состоящим из суммы сравнительно простых и монотонных составляющих, описываемых известными и несложными зависимостями, введем обозначение

$$\sigma_i / \sigma_{\theta_i} = a_i,$$

где σ_i и σ_{θ_i} — главные напряжения (в осевом и окружном направлениях).

При плоском напряженном состоянии (радиальные напряжения пренебрежительно малы) зависимость для определения жесткости схемы деформирования будет иметь вид [2]:

$$\Pi_i = \frac{1 + a_i}{\sqrt{1 + a_i + a_i^2}}.$$

Используя известные соотношения теории пластичности и условие постоянства объема, получаем характерное соотношение

$$\frac{2b_i + 1}{b_i - 1} = a_i,$$

где b_i — отношение радиальной деформации к окружной:

$$b_i = \epsilon_{S_i} / \epsilon_{\theta_i}.$$

Таким образом, при известных соотношениях деформаций по толщине стенки ($\epsilon_{S_i} = \ln S_i / S_0$) и деформаций в окружном направлении ($\epsilon_{\theta_i} = \ln d_i / d_0$) может быть определена степень деформирования на каждом из участков исходя из предельно-прочностной пластичности материала:

$$\epsilon_p \geq \epsilon = \sum_{i=1}^n \epsilon_i; \epsilon_i = 1,156 / \epsilon_{\theta} / \sqrt{1 + b_i + b_i^2}.$$

Наибольшее распространение при производстве сильфонов и металлических рукавов получил способ осадки трубчатой заготовки инструментом с постоянными формой и размерами рабочей части. При исследовании технологических возможностей этого способа определено, что предельная степень деформации в окружном направлении не превышает 0,7 интенсивности деформаций, полученных при испытаниях на одноосное растяжение, т.е. не более $\epsilon_{\theta} = 0,28$ при $\epsilon_p = 0,40$.

Большими потенциальными возможностями обладает процесс, в котором форма и размеры инструмента изменяются в процессе деформирования в соответствии с условиями

$$\epsilon_{\theta} \approx -\epsilon_i; \epsilon_s \approx 0.$$

Тогда $b_i = 0$, $d_i = 1$, $\Pi_i = 0$, $\epsilon_{\theta} = -1,38\epsilon_p$, и при $\epsilon_p = 0,4$ окружная деформация может достигнуть значения $\epsilon_{\theta} \approx -0,55$, что соответствует заданным требованиям.

В данном случае инструмент выполняется в виде оправки с подвижными опорными кольцами, между которыми образуется впадина гофра под воздействием усилия, прикладываемого к трубке посредством ролика шириной, соответствующей шагу радиальной подачи.

Таким образом, анализ существующих способов механической осадки труб (процессов накатки канавок) с целью использования для изготовления сильфонов с высокими степенями гофрирования ($\epsilon_\theta > 0,5$) показал ограниченность их технологического применения. Достоинство предложенного процесса накатки гофров заключается в возможности управления соотношением компонент деформаций в процессе деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов - Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. — 3-е изд., перераб. и доп. — Л., 1978. — 368 с. 2. Шляховой В.С. Разработка и внедрение технологии изготовления сильфонных трубок с регламентированными свойствами: Дис. ...канд. техн. наук. — М., 1983. — 216 с.

УДК 621.762

Л.А.ИСАЕВИЧ, А.А.ВЕРЕМЕЙЧИК

ОДНОСТОРОННЕЕ ПРЕССОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Рассмотрим осесимметричную задачу одностороннего прессования порошковых брикетов. Порошковую среду принимаем однородной, изотропной, сжимаемой, жесткопластической и упрочняющейся. Напряженно-деформированное состояние порошка определим в цилиндрической системе координат x, φ, z (рис. 1).

В качестве допущений принимаем, что внешнее трение в процессе деформирования отсутствует и радиальное перемещение уплотняемого порошка равно нулю. Следовательно, напряженное состояние в очаге деформации является однородным и распределение пористости также однородно, т.е. параметр θ_1 представляет собой среднюю по деформированному объему пористость.

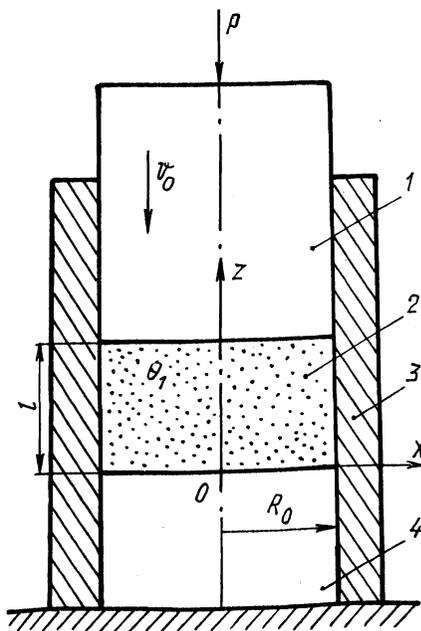


Рис. 1. Схема процесса одностороннего прессования порошковых брикетов:
1, 4 — верхний и нижний пуансоны;
2 — порошок; 3 — матрица

Для одностороннего прессования скорость перемещения деформируемого материала определяем по формуле [1]

$$v_z = v_0(z/l),$$

где v_0 — скорость перемещения пуансона; l — высота спрессованного брикета.

На основании принятых допущений из уравнений равновесия [2] следует:

$$\tau_{xz} = \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} = 0, \sigma_x = \sigma_\varphi,$$

а из соотношений, связывающих компоненты тензора скоростей деформации и вектора скорости перемещения, получаем

$$v_x = e_x = e_\varphi = \gamma_{xz} = 0.$$

Осевую компоненту тензора скоростей деформации и, следовательно, скорость относительного изменения объема, а также интенсивность скоростей деформации сдвига найдем соответственно из выражений:

$$e_z = e = \frac{\partial v_z}{\partial z} = \frac{v_0}{l}, H = \frac{2}{\sqrt{3}} e_z = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{v_0}{l}. \quad (1)$$

Гидростатическое давление и интенсивность касательных напряжений устанавливаем по формулам:

$$\sigma = \frac{\sigma_z + 2\sigma_x}{3}, T = \frac{\sigma_z - \sigma_x}{\sqrt{3}}. \quad (2)$$

Совместное решение условия пластичности и следствия из ассоциированного закона пластического течения, приведенных в [3], а также выражений (1), (2) позволяет определить радиальные и осевые напряжения в очаге деформации при одностороннем прессовании:

$$\sigma_x = \frac{[2(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1})^2 - (1 - \theta_1)^3] \sigma_s}{3[(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1})^2 + (1 - \theta_1)^3]^{0,5}},$$

$$\sigma_z = \frac{2}{3} [(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1})^2 + (1 - \theta_1)^3]^{0,5} \sigma_s, \quad (3)$$

где θ_0 — пористость насыпки; σ_s — напряжение текучести материала порошка, которое вычисляется по формуле, приведенной в [4].

Для одностороннего прессования порошков

$$\sigma_s = \sigma_T + A \{ 100 \{ \exp [\frac{2\sqrt{2}}{3} (\arcsin \sqrt{\theta_0} - \arcsin \sqrt{\theta_1})] - 1 \} \}^n,$$

где σ_T — начальное напряжение текучести материала порошка в отожженном состоянии при одноосном нагружении; A, n — коэффициенты, зависящие от механических свойств материала.

С помощью метода баланса мощностей при условии, что наложение внешнего трения не влияет на распределение напряжений и изменение пористости в очаге деформации, получаем формулу для нахождения давления одностороннего прессования:

$$p = \sigma_z + \mu \sigma_x (l/R_0), \quad (4)$$

где μ — коэффициент трения скольжения.

После подстановки σ_x, σ_z из уравнений (3) в (4) получим выражение, определяющее давление одностороннего прессования порошка:

$$p = \left\{ \frac{2}{3} \left[\left(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1} \right)^2 + (1 - \theta_1)^3 \right]^{0,5} + \frac{\mu \left[2 \left(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1} \right)^2 - (1 - \theta_1)^3 \right]}{3R_0 \left[\left(\ln \frac{\theta_0}{\theta_1} \right)^2 + (1 - \theta_1)^3 \right]^{0,5}} \right\} \sigma_s. \quad (5)$$

Сравним зависимости (4) и (5) с решением этой задачи, полученным в рамках контактной теории прессования порошков. В [1] приведена интерполяционная формула, которая с достаточной для практических целей точностью описывает процесс уплотнения порошка, в частности и методом одностороннего прессования:

$$p_D = \frac{(1 - \theta_1)^m - (1 - \theta_0)^m}{1 - (1 - \theta_0)^m} p_K, \quad (6)$$

где p_D — давление одностороннего прессования при условии отсутствия внешнего трения; p_K — давление истечения максимально уплотненного материала; m — показатель упрочнения.

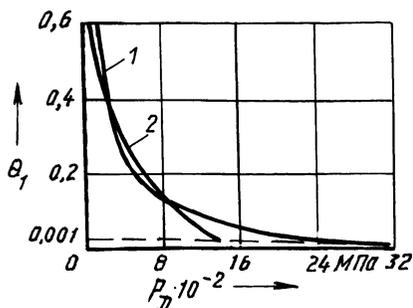


Рис. 2. Зависимость пористости спрессованного брикета от давления одностороннего прессования порошка: 1 — найденного по формуле (5); 2 — (6)

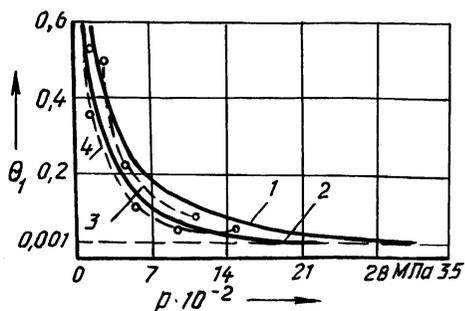


Рис. 3. Зависимость пористости брикета от давления одностороннего прессования при $l = 6$ мм, $R_0 = 12$ мм: 1, 3 — железный порошок; 2, 4 — медный порошок; 1, 2 — расчет; 3, 4 — эксперимент

На рис. 2 приведены зависимости пористости брикета от давления одностороннего прессования для порошка железа при $m = 4,52$, $p_K = 1486$ МПа [1], $\sigma_T = 208$ МПа, $A = 13,2$ МПа, $n = 0,73$ [5]. На рис. 3 представлены зависимости пористости от давления, найденного по формуле (5), а также экспериментальные кривые для железного порошка марки ПЖ4М и медного порошка марки ПМС-1. Для порошков железа $\mu = 0,145$, меди $\mu = 0,07$ [6]. Кроме того, для медного порошка $\sigma_T = 59,4$ МПа, $A = 55,5$ МПа, $n = 0,41$ [5]. Пористость насыпки для обоих материалов принята $\theta_0 = 0,7$. Геометрические параметры спрессованных брикетов постоянные при различных значениях θ_1 : $l = 6$ мм, $R_0 = 12$ мм.

Среднеарифметическое значение относительной погрешности расчетных значений давления одностороннего прессования по сравнению с экспериментально установленными (рис. 3) составляет: для порошка железа в интервале пористостей $0,4 \geq \theta_1 \geq 0,05$ — 12,2 %, для порошка меди при $0,45 \geq \theta_1 \geq 0,035$ — 10,9 %.

Достаточно хорошее совпадение результатов расчета давления одностороннего прессования с экспериментальными данными, а также с рассчитанными по формулам, полученным на основе различных исходных представлений порошковой среды, свидетельствует о соответствии используемой в настоящем исследовании модели пластического течения порошковой среды характеру и условиям деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. — М., 1969. — 264 с.
2. Гун Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением. — М., 1980. — 456 с.
3. Теоретическое исследование процесса холодного выдавливания прутков из непластифицированных металлических порошков: Распределение пористости и напряжений в коническом очаге пластической деформации / А.В.Степаненко, Л.А.Исаевич, А.А.Веремейчик, Т.А.Медведева // Порошковая металлургия. — 1987. — № 5. — С. 6—10.
4. Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Веремейчик А.А. Теоретическое исследование процесса холодного выдавливания прутков из непластифицированных металлических порошков: Деформационное упрочнение материала порошка // Порошковая металлургия. — 1987. — № 6. — С. 12—15.
5. Третьяков А.В., Трофимов Г.К., Гурьянов М.К. Механические свойства сталей и сплавов при пластическом деформировании. — М., 1971. — 63 с.
6. Жданович Г.М. Некоторые вопросы теории процесса прессования металлических порошков и их смесей. — Мн., 1960. — 98 с.

УДК 621.771.014

М.С.БЕЗВЕРХИЙ, Н.Г.СЫЧЕВ

СРЕДНЕЕ ДАВЛЕНИЕ ПРИ ПРОКАТКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СДВИГОМ

В настоящее время наиболее распространенным методом расчета средних давлений в процессах обработки металлов давлением является метод, основанный на решении дифференциальных уравнений равновесия совместно с уравнением пластичности. Однако точные замкнутые решения этой системы уравнений затруднительны.

Для определения средних давлений металла на валки при прокатке со сдвигом воспользуемся энергетической теорией взаимодействия валков с полосой, на основе которой получена общая формула давления при прокатке без натяжения [1]:

$$p_c = \frac{S_\gamma}{nF_B V_c} \Sigma N, \quad (1)$$

где S_γ — площадь поперечного сечения полосы, соответствующего критическому углу γ ; n — количество рабочих валков; F_B — вертикальная проекция контактной поверхности; V_c — секундный объем металла; ΣN — общая мощность, затрачиваемая в системе полоса—валки при прокатке.

Уравнение энергетического баланса при прокатке со сдвигом имеет вид

$$N_B^{сд} + N_{B.O}^{сд} = N_\phi^{сд} + N_s^{сд} + N_{TX}^{сд} + N_{TY}^{сд}, \quad (2)$$

где $N_B^{сд}$ — мощность на бочке валков; $N_{B.O}^{сд}$ — дополнительная мощность на бочке валков; $N_\phi^{сд}$ — мощность формоизменения полосы; $N_s^{сд}$ — мощность среза полосы; $N_{TX}^{сд}$ — мощность продольных сил трения; $N_{TY}^{сд}$ — мощность поперечных сил трения.

В работе [2] получено, что при осевой скорости сдвига валка, большей скорости течения края полосы в уширение,

$$N_{TY}^{сд} - N_{B.O}^{сд} = 0.$$

Тогда уравнение (2) принимает вид

$$N_B^{сд} = N_\phi^{сд} + N_s^{сд} + N_{TX}^{сд} = \Sigma N.$$

Уравнение энергетического баланса для простого процесса прокатки следующее:

$$N_B = N_\phi + N_s + N_{TX} + N_{TY}.$$

Мощность формоизменения полосы практически не зависит от способа прокатки, т.е. $N_\phi^{сд} = N_\phi$.

Мощность среза и мощность трения скольжения в продольном направлении при прокатке со сдвигом не изменились, т.е. $N_s^{сд} = N_s$, $N_{TX}^{сд} = N_{TX}$.

Отсюда следует, что $N_B^{сд} - N_{TY} = \Sigma N$.

Уравнение (1) для процесса прокатки со сдвигом имеет вид

$$p_c = \frac{S_\gamma}{hF_B V_c} (N_B - N_{TY}). \quad (3)$$

Значения N_B и N_{TY} найдены в работе [3]:

$$N_B = 2\tau_c b_c R v (d_0 - 2\gamma); \quad (4)$$

$$N_{\tau\gamma} = \frac{a_0}{16} \tau_c S_1 \left(\frac{\Delta b}{\Delta h}\right)^2 v (1+i) \ln \frac{h_0}{h_1}. \quad (5)$$

Подставляя уравнения (4) и (5) в (3), получим

$$p_c = 2\tau_c \frac{R}{\Delta h} (a_0 - 2\gamma) - \frac{a_0}{16} \frac{b_1}{b_c} \left(\frac{\Delta b}{\Delta h}\right)^2 \tau_c (1+i), \quad (6)$$

где $\gamma = \sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{tg} \frac{1}{2} \left\{ \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - \frac{1}{2} \sqrt{\frac{h_1}{R}} \left[\frac{a_0}{16} \left(\frac{\Delta b}{\Delta h}\right)^2 + \frac{\sigma_s}{\tau_c} \right] \ln \frac{h_0}{h_1} \right\}$.

Из уравнения (6) следует, что среднее давление при прокатке со сдвигом меньше, чем при обычной прокатке. Определим степень снижения давления металла на валки (%) при прокатке со сдвигом как

$$n_p = \frac{p_{c.об} - p_{c.сд}}{p_{c.об}} 100,$$

или

$$n_p = \frac{N_{\tau\gamma}}{N_B} = \frac{1}{32} \frac{a_0}{(a_0 - 2\gamma)} \left(\frac{\Delta b}{\Delta h}\right)^2 \frac{S_1}{b_c R} (1+i) \ln \frac{h_0}{h_1} 100. \quad (7)$$

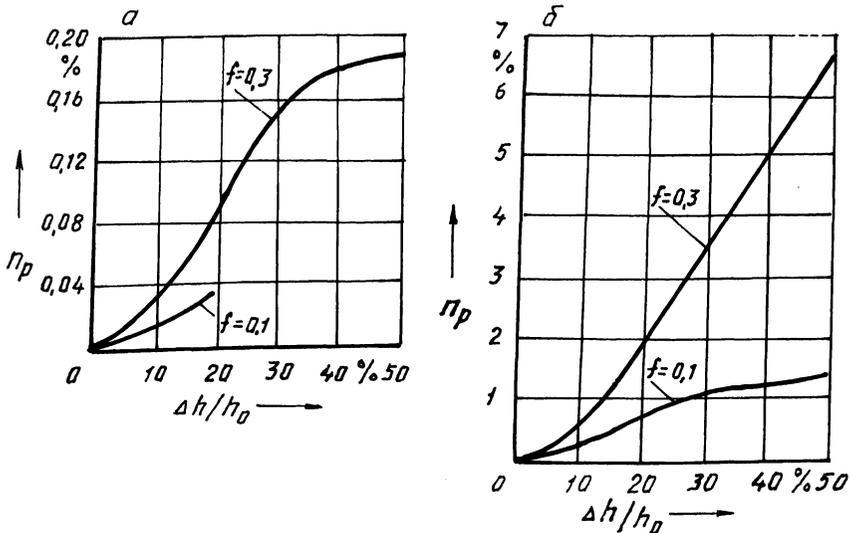


Рис. 1. Графики расчета степени снижения давления металла на валки при прокатке с поперечным сдвигом:

$a - h_1/R = 0,1; \quad б - h_1/R = 0,001$

По зависимости (7) были найдены значения n_p для следующих условий прокатки: $D = 70$ мм, $b_0 = 40$ мм. Результаты расчетов представлены в виде кривых на рис. 1. При фиксированном значении h_1/R с увеличением обжатия и коэффициента трения n_p возрастает. Чем тоньше полоса, тем больше n_p .

ЛИТЕРАТУРА

1. В ы д р и н В.Н. Энергетические уравнения процесса прокатки // Прокат. пр-во Челябинск, 1974. -- Вып. 130. -- С. 3–11. 2. Б е з в е р х и й М.С., С ы ч е в Н.Г. Мощность сил контактного трения при прокатке с поперечным сдвигом валков // Metallurgia. — Мн., 1988. — Вып. 22. — С. 107–110. 3. В ы д р и н В.Н. Динамика прокатных станков. — М., 1960. — 256 с.

УДК 621.983.321

В.И.ПИЛИПЕНКО, В.А.ВАРАВИН,
В.И.ЛЮБИМОВ

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ДВУХСЛОЙНОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ВЫТЯЖКЕ

В работе исследуется напряженное состояние составной двухслойной заготовки при ее вытяжке в коническую матрицу. В очаге деформации (рис. 1) можно выделить три участка: плоский (1), тороидальный (2) и конический

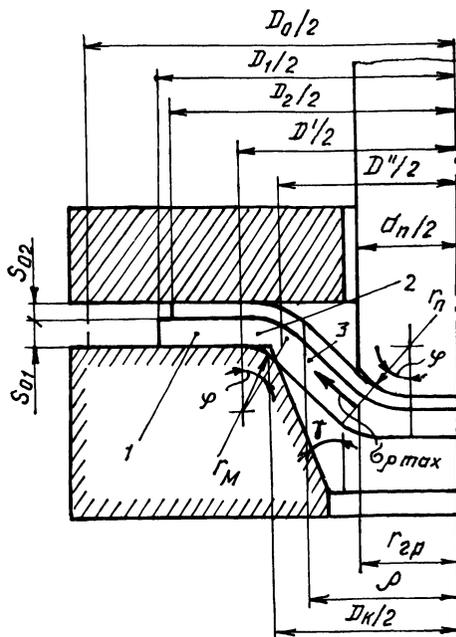


Рис. 1. Схема очага деформации

(3). Наибольший интерес представляют максимальные растягивающие напряжения $\sigma_{\rho \max}$, действующие на границе участка 3 с донной частью заготовки. Эти напряжения определяют предельную степень деформации заготовки K_d и усилие вытяжки P .

Для определения $\sigma_{\rho \max}$ используем совместное решение уравнений равновесия элемента i -го слоя

$$\rho \frac{d\sigma_{\rho ji}}{d\rho} + \sigma_{\rho ji} - \sigma_{\theta ji} = 0$$

и энергетического условия пластичности

$$\sigma_{\rho ji} - \sigma_{\theta ji} = 1,15\sigma_{si},$$

где $\sigma_{\rho ji}$ и $\sigma_{\theta ji}$ — соответственно меридиональное растягивающее и окружное сжимающее напряжение, действующее в i -м слое заготовки на j -м участке; σ_{si} — напряжение текучести материала i -го слоя.

Используя граничные условия

$$\rho = D_i/2, \tau_{\rho 1i} = \sigma_{\text{тр}i},$$

$$\rho = D''/2, \sigma_{\rho 3i} = \sigma_{\rho 2i} = \sigma_{\rho 1i} + \Delta\sigma_{\rho i},$$

получим, что меридиональные растягивающие напряжения, действующие в i -м слое на участке 3,

$$\sigma_{\rho 3i} = 2\sigma_{si} \ln(D_i/2\rho) + \sigma_{\text{тр}i} + \Delta\sigma_{\rho i}, \quad (1)$$

где $\sigma_{\text{тр}i}$ — растягивающие напряжения, вызванные действием сил трения на участке i -го слоя; $\Delta\sigma_{\rho i}$ — приращение растягивающих напряжений, вызванное изгибом и спрямлением i -го слоя на участке 2.

Как следует из [1], $\Delta\sigma_{\rho i}$ соответственно для наружного (в готовом изделии) и внутреннего слоев заготовки можно представить в виде:

$$\Delta\sigma_{\rho 1} = \frac{\sigma_{s1} S_{01}}{2r_m + 0,5S_{01}}, \quad \Delta\sigma_{\rho 2} = \frac{\sigma_{s2} S_{02}}{2r_m + S_{01} + 0,5S_{02}}. \quad (2)$$

Если принять, что коэффициенты трения по матрице и прижиму равны, то

$$\sigma_{\text{тр}i} = 0,1\sigma_{\rho \max i} (\mu \pm \mu') \left(1 - \frac{18S_{0i}}{D_0 - d_n}\right) \frac{D_0}{d_n}, \quad (3)$$

где μ и μ' — коэффициенты трения соответственно по матрице и межслойной поверхности.

В выражении (3) знак плюс соответствует мягкому слою, а минус — твердому. Подставив в выражение (1) уравнения (2) и (3) при $\rho = d_n/2$ с учетом сил контактного и межслойного трения на участке 2 и упрочнения компонентов пакета, получим, что для наружного слоя

$$\sigma_{\rho \max 1} = \frac{\sigma_{в1}}{\psi_{ш1}(1-\psi_{ш1})} \left(1 - \frac{D_1}{D_0}\right)^{\frac{\psi_{ш1}}{1-\psi_{ш1}}} \left\{ \left(\ln \frac{D_1}{d_n} + \frac{S_{01}}{2r_m + 0,5S_{01}} \right) \times \right. \\ \times [1 + 1,54(\mu \pm \mu')] + \ln \frac{D_k}{d_n} \left. \right\} \left\{ 1 - \frac{0,1(\mu \pm \mu')[1 + 1,54(\mu \pm \mu')] D_0}{d_n} \right\} \times \\ \times \left(1 - \frac{18S_{01}}{D_0 - d_n} \right)^{-1}, \quad (4)$$

для внутреннего слоя

$$\sigma_{\rho \max 2} = \left\{ \frac{\sigma_{в2}}{\psi_{ш2}(1-\psi_{ш2})} \left(1 - \frac{D_2}{D_0}\right)^{\frac{\psi_{ш2}}{1-\psi_{ш2}}} \left[\left(\ln \frac{D_2}{d_n} + \frac{S_{02}}{2r_m + S_{01} + 0,5S_{02}} \right) \times \right. \right. \\ \times (1 \pm 1,54\mu') + \ln \frac{D_k}{d_n} \left. \right\} \left\{ 1 - \frac{0,1(\mu \pm \mu')(1 \pm 1,54\mu') D_0}{d_n} \right\} \times \\ \times \left(1 - \frac{18S_{02}}{D_0 - d_n} \right)^{-1}. \quad (5)$$

В выражениях (4) и (5) знак плюс соответствует твердому слою, а минус — мягкому. Для расчета усилия P вытяжки двухслойной заготовки воспользуемся осредненным значением суммарных напряжений в слоях [2]:

$$\sigma_{\rho \max} = \frac{S_{01} \sigma_{\rho \max 1} + S_{02} \sigma_{\rho \max 2}}{S_{01} + S_{02}}.$$

Тогда в соответствии с [1] получим

$$P = \pi \sin \psi [d_n - 2r_n + 2 \sin \psi (r_n + 0,5S_0)] (S_{01} \sigma_{\rho \max 1} + S_{02} \sigma_{\rho \max 2}). \quad (6)$$

Из анализа выражений (4) и (5) следует, что при деформировании заготовок в составе пакета в результате действия сил межслойного трения $\sigma_{\rho \max}$ в твердом слое возрастают, а в мягком снижаются по отношению к напряжениям, возникающим в заготовках при их однослойной вытяжке. Следовательно, при деформировании в составе пакета предельная степень вытяжки $K_{дпр}$ мягкого компонента возрастает, а твердого — снижается. Независимо от механических свойств материалов слоев в наружном слое возникают большие $\sigma_{\rho \max}$ за счет увеличения напряжений, обусловленных изгибом и контактным трением заготовки на входной кромке матрицы. Следовательно, наибольшая сте-

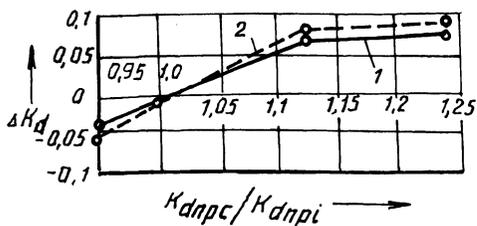


Рис. 2. Изменение предельной степени вытяжки слоев заготовок по отношению к предельной степени вытяжки пакета ΔK_d в зависимости от соотношения технологических свойств $\frac{K_{dnp.c}}{K_{dnp.i}}$ слоя стали 08 кп и деформируемого с ней материала ($S_0 = 1,42$ мм; $S_{0C} = 0,72$ мм):
 1 — при наружном расположении стали;
 2 — при внутреннем расположении стали

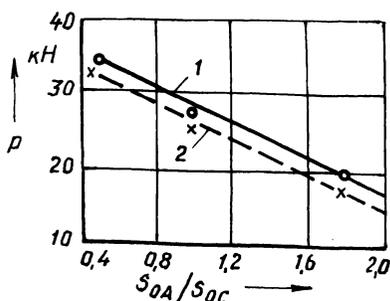


Рис. 3. Зависимость усилия вытяжки пакетов сталь 08 кп — алюминий АД1 от соотношения исходных толщин слоев и их компоновки:
 1 — при наружном расположении стали;
 2 — при внутреннем расположении стали

пень вытяжки пакета может быть достигнута при наружном расположении более прочного компонента,

Из выражений (4), (5) и (6) вытекает, что усилие вытяжки возрастает с увеличением толщины твердого слоя, а также при наружном расположении этого слоя в изделии. Результаты анализа этих выражений согласуются с экспериментальными данными, которые были получены при вытяжке с жестким прижимом в коническую матрицу диаметром 33 мм однослойных заготовок и таких же заготовок в составе пакетов сталь 08кп — алюминий АД1 и сталь 08кп — латунь Л63 (рис. 2, 3). Изменение предельной степени вытяжки однослойной заготовки K'_{dnp} по отношению к предельной степени вытяжки пакета K_{dnp} характеризовалось показателем

$$\Delta K_d = \frac{K_{dnp} - K'_{dnp}}{K'_{dnp}}$$

Проведенный анализ напряженного состояния двухслойной заготовки позволяет оценить изменение ее технологических свойств в сравнении со свойствами составляющих компонентов. Это дает возможность прогнозировать предельные степени деформации заготовки и энергосиловые параметры процесса вытяжки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов Е.А. Основы теории листовой штамповки. — М., 1977. — 287 с. 2. Перлин И.Л., Ерманюк М.З. Теория волочения. — М., 1971. — 448 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОЩАДИ КОНТАКТА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ-ПРОКАТКЕ МИКРОПРОВОЛОКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНСТРУМЕНТА КРИВОЛИНЕЙНОЙ ФОРМЫ

При изготовлении микропровода методом волочения-прокатки (ВП) с использованием составного деформирующего инструмента криволинейной формы [1] горизонтальная проекция пятна контакта круглой заготовки с поверхностью вала за полупериод колебаний имеет вид, представленный на рис.1.

Для определения площади контакта очаг деформации условно разделим на три зоны: I — отставания, II и III — опережения. Протяженность каждой из зон в направлении выхода готового изделия зависит от скорости ВП.

С учетом того что диаметр заготовки бесконечно мал по отношению к диаметру валков, определим горизонтальную проекцию длины дуги захвата для каждой зоны очага деформации. Тогда для зоны, ограниченной углом захвата α ,

$$l = \sqrt{R \Delta d}, \quad (1)$$

где R — радиус вала; Δd — абсолютное обжатие.

Заменив в выражении (1) диаметр изделия на вытяжку $\lambda = d_0^2/d^2$, получим

$$l = \sqrt{R d_0 \left(\frac{\sqrt{\lambda} - 1}{\sqrt{\lambda}} \right)}.$$

Так как протяженность зон очага деформации зависит от скорости ВП, введем понятие кинематического коэффициента скорости ($0 < K_v \leq 1$). Тогда горизонтальная проекция дуги захвата для зон I и II с учетом K_v выражается следующими зависимостями:

$$l_1 = K_v l; \quad l_2 = (1 - K_v) l$$

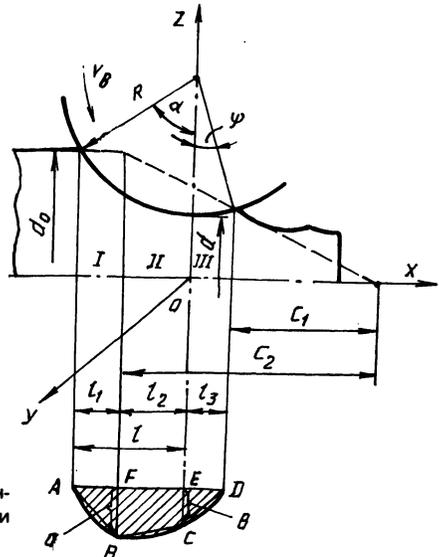


Рис. 1. Схема для определения площади контакта заготовки с валком при осуществлении ВП микропровода

При достаточно высоких скоростях ВП, если принять, например, $K_v = 1$, очаг деформации будет состоять только из двух зон I и III. На практике же процесс ВП с такой скоростью осуществлять нецелесообразно, так как при этом нарушаются условия его стабильности (условие полного обкатывания заготовки в поперечном направлении, взаимосвязь скоростных параметров перемещения заготовки в поперечном и продольном направлениях), которые обеспечивают качество получаемых изделий.

Как видно из рис. 1, протяженность зоны III (зоны за плоскостью центров валков) зависит от протяженности зоны I. Практически без особой погрешности можно принять

$$l_3 = l_1 = K_v l.$$

При ВП микропроволоки с использованием инструмента криволинейной формы контактная поверхность образована пересечением поверхностей валка и круглой заготовки.

Площадь поверхности валка в координатах xuz выражается следующей зависимостью:

$$x^2 + \left[z - \left(R + \frac{d_0}{2\sqrt{\lambda}} \right) \right]^2 = R^2. \quad (2)$$

Соответственно площадь поверхности заготовки в зоне I выражается зависимостью

$$y^2 + z^2 = d_0^2/4, \quad (3)$$

а в зонах II и III

$$\frac{y^2 + z^2}{d_0^2/4} - \frac{(x - c_1)^2}{c_2^2} = 0. \quad (4)$$

При совместном решении уравнений (2) и (3), а также (2) и (4) получим уравнения линий, ограничивающих площадь контакта. Для горизонтальной проекции площадки ABF (зона I) уравнение линии AB имеет вид:

$$y_1^2 = \frac{d_0^2}{4} - \left[\sqrt{R^2 - x^2} - \left(R + \frac{d_0}{2\sqrt{\lambda}} \right) \right]^2. \quad (5)$$

Уравнение линий BC и CD , ограничивающих горизонтальные проекции площадок контакта в зонах II и III, запишется в виде

$$y_{II,III}^2 = \frac{d_0^2 \{ (\sqrt{\lambda} - 1)x - l [K_v(\sqrt{\lambda} - 1) + 1] \}^2}{4l} - \left[\sqrt{R^2 - x^2} - \left(R + \frac{d_0}{2\sqrt{\lambda}} \right) \right]^2. \quad (6)$$

Ширину площадок контакта (a и b) на границах условно выделенных зон определим, подставляя значения $x = l_2$ в уравнение (5) и $x = 0$ в уравнение (6). После их решения получим:

$$a = 0,5 \sqrt{d_0^2 - 4 \left[\sqrt{R^2 - l_2^2} - \left(R + \frac{d_0}{2\sqrt{\lambda}} \right) \right]^2}; \quad (7)$$

$$b = 0,5 d_0 \sqrt{\frac{[K_v(\sqrt{\lambda} - 1) + 1]^2 - 1}{\lambda}}. \quad (8)$$

Анализ уравнений (7) и (8) показал, что их решение представляет значительные трудности. С целью упрощения практических расчетов кривые, ограничивающие горизонтальную проекцию контактной площадки, заменим прямыми линиями. Погрешность при этом не превышает 2–3%. С учетом принятого допущения уравнения прямых принимают вид:

$$y_{I} = \frac{a}{K_v} \left(1 - \frac{x}{l} \right);$$

$$y_{II} = b - \frac{(a-b)x}{l};$$

$$y_{III} = b \left(1 - \frac{x}{K_v l} \right).$$

Площадь контакта можем определить как сумму площадей простых геометрических фигур в зонах I, II и III, т.е.

$$F_k = F_{kI} + F_{kII} + F_{kIII}. \quad (9)$$

Подставляя в уравнение (9) значения величин и решая его, окончательно получим

$$F_k = 0,25l \left\{ \sqrt{d_0^2 - 4 \left[\sqrt{R^2 - l_2^2} - \left(R + \frac{d_0}{2\sqrt{\lambda}} \right) \right]^2} + d_0 \sqrt{\frac{[K_v(\sqrt{\lambda} - 1) + 1]^2 - 1}{\lambda}} \right\}.$$

Полученное выражение позволяет определить площадь контакта при ВП микропроволоки с использованием инструмента криволинейной формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Выдрин В.Н., Агеев Л.М., Судаков Н.В. Основы процесса прокатки-волочения. — Челябинск, 1975. — 48 с.

ЗАВИСИМОСТЬ УСТОЙЧИВОСТИ ПРОЦЕССА ВОЛОЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ОТ ЕГО КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

Одним из новых способов получения проволоки малого диаметра ($d_0 < 20$ мкм) является пластическая обкатка с протяжкой заготовки между рабочими частями составного инструмента [1].

Важнейший технологический параметр процесса волочения с обкаткой, определяющий маршрут обработки, — обжатие заготовки за проход.

Формообразование геометрически правильного (круглого) профиля заготовки в процессе ее пластической обкатки с протяжкой обеспечивается при условии

$$\frac{\pi d_0}{2v_k} \leq \frac{\Delta b}{v_n}, \quad (1)$$

где d_0 — диаметр заготовки; v_k — колебательная скорость обкатки рабочих частей инструмента; Δb — длина очага деформации (рис. 1); v_n — скорость протяжки.

Используя геометрические соотношения, условие (1) можно представить в виде

$$\epsilon_i \leq \frac{\pi \operatorname{tg} a}{2} K_v, \quad (2)$$

где ϵ_i — обжатие заготовки за половину ее оборота (в дальнейшем такое обжатие будем называть единичным): $\epsilon_i = \Delta r/d_0$; a — угол между заходными частями инструмента; K_v — кинематический коэффициент: $K_v = v_n/v_k$.

Из выражения (2) следует, что при заданной геометрии инструмента единичное обжатие определяется соотношением скорости протяжки заготовки с колебательной скоростью рабочих частей инструмента.

Характер функциональной зависимости $\epsilon_i = f(K_v)$ отражает общую закономерность изменения кинематических параметров процесса волочения. Как следует из выражения (2), единичное обжатие изменяется пропорционально кинематическому коэффициенту K_v . По мере роста коэффициента происходит непрерывный рост обжатия, а интенсивность изменения ϵ_i определяется углом a .

Рассматриваемый процесс включает элементы поперечной прокатки и протяжки-волочения. С учетом устойчивости процесса поперечной прокатки заготовки между плоскими плитами единичное обжатие не должно превышать предельного значения [2]:

$$\epsilon_i \leq \epsilon_{\text{пр}} = \mu^2, \quad (3)$$

где μ^2 — коэффициент трения между заготовкой и инструментом.

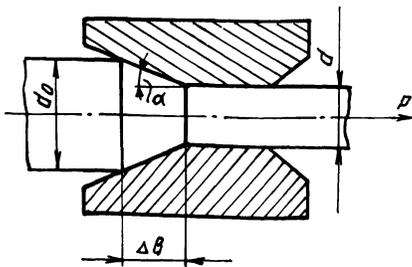


Рис. 1. Схема процесса волочения

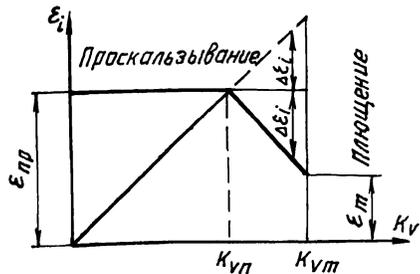


Рис. 2. Функциональная зависимость предельного единичного обжатия от кинематического коэффициента

Нарушение условия (3) сопровождается проскальзыванием заготовки в зоне контакта с инструментом. То есть при некотором значении

$$K_{vn} = \frac{2\mu^2}{\pi \operatorname{tg} \alpha}$$

единичное обжатие достигает предельного значения, а при $K_v > K_{vn}$ нарушается условие перекатывания заготовки. Для осуществления процесса при $K_v > K_{vn}$ необходимо снизить единичное обжатие на

$$\Delta \epsilon_i \geq K_v K_v - \mu^2,$$

где K_v — угловой коэффициент прямой на графике зависимости $\epsilon_i = f(K_v)$.

В то же время рост коэффициента K_v ограничен условием (1). Это значит, что при некотором значении $K_v > K_{vm}$ на выходе из очага деформации изделие будет иметь вид спиралевидной ленты, толщина которой равна d .

Исходя из вышеизложенного, общую зависимость $\epsilon_i = f(K_v)$ можно представить в виде, показанном на рис. 2. Аналогичным образом проявляется влияние кинематических параметров на предельную степень обжатия заготовки за проход (табл. 1).

Табл. 1. Зависимость предельной степени обжатия при волочении от кинематических параметров

Скорость протяжки $v_{п}$, м/с	Предельная степень обжатия заготовки за проход $\epsilon_{пр}$	
	$f = 300 \text{ Гц}$	$f = 150 \text{ Гц}$
0,02	1,25	1,18
0,032	1,2	1,14
0,04	1,19	1,13
0,048	1,18	1,128
0,06	1,17	1,12
0,065	1,14	1,08
0,08	1,12	1,075

Ограничить рост кинематического коэффициента можно путем увеличения v_k . Колебательная скорость рабочих частей инструмента функционально связана с частотой его колебаний:

$$v_k = 2\pi f A \sin \omega t,$$

где A — амплитуда колебаний инструмента; $A > \frac{\pi d_0}{4}$; t — частота колебаний инструмента.

Значение коэффициента K_v обратно пропорционально частоте колебаний инструмента. Это значит, что с ростом f стабильность процесса и, следовательно, предельная степень обжатия заготовки за проход должны возрастать. В то же время, рассматривая кинематику процесса, можно отметить, что в каждый полупериод колебаний в моменты реверсирования вращения заготовки происходит ее "захват", сопровождаемый изменением геометрии поперечного сечения. При этом возрастает вероятность проскальзывания заготовки по контактными поверхностям инструмента, т.е. с увеличением частоты колебаний инструмента стабильность процесса снижается.

Таким образом, при изготовлении проволоки способом пластической обкатки с протяжкой заготовки наиболее рационально применение схем, обеспечивающих стационарный режим ведения процесса волочения и низкий кинематический коэффициент при высоких скоростях протяжки.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.с.1061875 (СССР). А.В.Степаненко, В.Г.Войтов. Способ волочения микропроволоки и устройство для его осуществления. 2. С м и р н о в В.С. Теория обработки металлов давлением. — М., 1973. — 446 с.

УДК 621.771.29.07

В.А.ЛУПАЧЕВ, Т.А.МЕДВЕДЕВА

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ В ЗОНЕ КОНТАКТА ЗАГОТОВКИ И ИНСТРУМЕНТА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКЕ

Для определения технических возможностей холодной поперечно-клиновой прокатки (ХПКП) необходимо знать ее силовые параметры. Одним из важнейших параметров, используемых для расчета мощности привода прокатного стана, расчета на прочность отдельных его деталей, определяющих жесткость конструкции, является давление металла на валки, которое определяется по формуле

$$P = p A_n,$$

где p — среднее удельное давление в зоне контакта металла с валками; A_n — горизонтальная проекция площади контакта.

Как видно из формулы, точность расчета давления зависит от правильности определения площади контакта клинового инструмента с заготовкой.

Известные расчетные формулы предназначены для определения проекции площади контакта, нормальной к действующему давлению металла на инструмент, причем каждая формула выведена для определенного случая при тех или иных допущениях. При анализе этих формул и расчете площади контакта по ним с использованием ЭВМ применяется система обозначений: A_H — проекция площади контакта, нормальной к действующему давлению металла на инструмент, мм²; D — исходный диаметр заготовки, мм; d — диаметр заготовки после прокатки, мм; ϵ — степень обжатия заготовки: $\epsilon = (D - d)/D$; β — угол заострения клина, град; α — угол наклона боковой грани клина, град; D_B — диаметр валка, мм; r_K — относительный радиус качения: $r_K = 0,487 - 0,167\epsilon$; m — коэффициент овализации заготовки: $m = D_H/D$; k_1, k_2 — коэффициенты, учитывающие влияние местного упругого сжатия заготовки и инструмента: $k_1 = G + \sqrt{G + 2tg^2 \alpha tg \beta}$, $k_2 = 2G$, где $G = 4\rho \left(\frac{1-\nu_1^2}{\pi E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{\pi E_2} \right)$;

ν_1 и E_1 — соответственно коэффициент Пуассона и модуль упругости материала валка; ν_2 и E_2 — коэффициент Пуассона и модуль упругости материала заготовки; μ — коэффициент трения между инструментом и заготовкой; c — шаг прокатки: $c = \pi tg \alpha \sin \beta (1 - \epsilon)^2 / \epsilon$.

Ниже приведены формулы, полученные различными авторами на основании экспериментальных и теоретических исследований:

$$1. F_H = \frac{(mD)^2}{2} \sqrt{\pi r_K tg \beta tg \alpha \left(\frac{1-\epsilon}{m} \right)^3} \times$$

$$\times \left[\frac{m}{1-\epsilon} + \left(\frac{m}{1-\epsilon} - 1 \right) ctg \alpha - \pi r_K tg \beta \right].$$

Е. М. Макушок,
В. А. Клушин

$$2. F_H = D^2 \left\{ \frac{2m}{3} \sqrt{\pi r_K tg \beta tg \alpha \frac{1-\epsilon}{m}} \left[\frac{0,75\epsilon}{tg \alpha} + 0,5\pi r_K tg \beta \right] + \right.$$

$$\left. + k_1 m \frac{\epsilon^2 - 2\epsilon}{8tg \alpha} + 5,5k_2 \pi r_K tg \beta \right\}.$$

В. С. Малинкин,
Л. Н. Никольский

$$3. F_H = \frac{D^2}{12 \cos \beta} \sqrt{\frac{2D_B \epsilon}{D + D_B / (1 - \epsilon)}} \times$$

$$\times \left[4,71 (2 - \epsilon) \sin \beta + \frac{\epsilon}{tg \beta} \right].$$

Б. В. Садовников
и др.

$$4. F_H = \frac{0,277}{tg \alpha} [1 - (1 - \epsilon)^2] \times$$

$$\times \sin \left[1,15 \arctg \left(\frac{tg \alpha \sin \beta + 0,36 \mu}{1 + \mu tg \alpha} \right) \right].$$

И. А. Сапрыкин и др.

$$5. F_H = \frac{D^2}{12 tg \alpha} [\pi r_K tg \alpha tg \beta + 3\epsilon] \times$$

Г. А. Дулов

$$\times \sqrt{\frac{\pi r_k \operatorname{tg} \alpha \operatorname{tg} \beta}{2}} (1 + \sqrt{1 - \epsilon}).$$

$$6. F_H = \frac{D^2}{6 \operatorname{tg} \alpha \cos^3 \beta} \sqrt{\frac{2}{1 + D/D_B}} \left\{ \sqrt{[(1 - \epsilon) \cos \beta + 0,5c\epsilon] (c\epsilon)^2 +}$$

$$+ \sqrt{c\epsilon [\epsilon + (1 - \epsilon) \cos \beta]^3} - \sqrt{c\epsilon [c\epsilon + (1 - \epsilon) \cos \beta]^3} +$$

Н.Т.Удовин

$$+ \sqrt{(c\epsilon)^3 \cos \beta}.$$

По каждой из предложенных формул произведен расчет горизонтальной проекции площади контакта при изменении степени обжатия заготовки от 0,1 до 0,6 с шагом 0,1 и исходных диаметрах заготовки 3, 6, 10 мм, углах наклона боковых граней $30^\circ, 40^\circ, 50^\circ$ и углах заострения клина $2^\circ, 3^\circ, 4^\circ$. По полученным результатам построены зависимости горизонтальных проекций площадей контакта от степени обжатия заготовки при соответствующих углах β и α . На рис. 1, а, б приведены эти зависимости для заготовок диаметром 3 и 10 мм при $\alpha = 40^\circ, \beta = 3^\circ$.

При любой степени обжатия заготовки наибольшее значение A_H дает формула 1. При обжатии свыше $\epsilon = 0,4$ наименьшие ее значения получаются по формуле 6. С увеличением угла α максимум на кривых смещается в сторону меньших обжатий. При изменении диаметра заготовки точка максимума смещается незначительно. Площади контакта, определенные по различным формулам, отличаются на 30 % и больше.

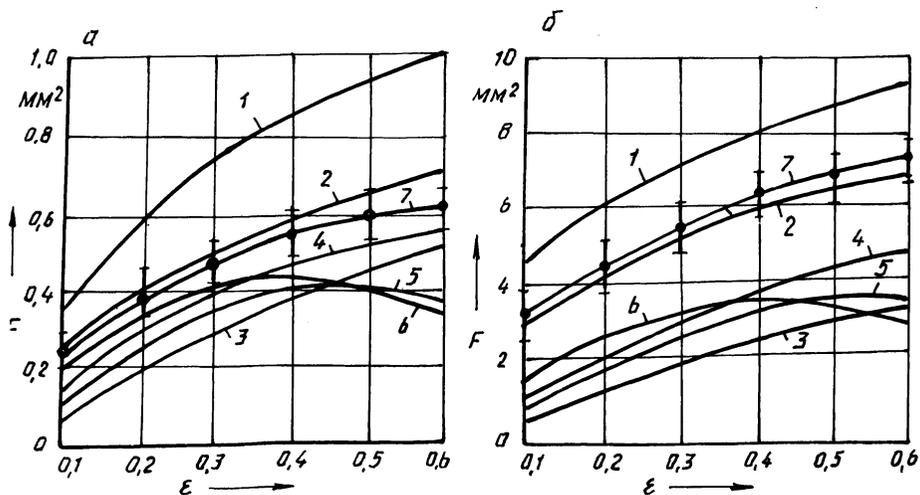


Рис. 1. Зависимости горизонтальных проекций площадей контакта от обжатия при $\alpha = 40^\circ, \beta = 3^\circ$:

а - $D = 3$ мм; б - $D = 10$ мм; 1-6 - расчетные кривые; 7 - экспериментальная кривая

Учитывая вышеизложенное, без дополнительных исследований нельзя рекомендовать для расчетов какую-либо формулу при ХПКП. Поэтому были проведены экспериментальные исследования по определению условий в зоне контакта инструмента с заготовкой.

На лабораторном оборудовании по двухвалковой схеме осуществляли прокатку деталей диаметром 3, 6, 10 мм при степени их обжатия от 0,1 до 0,6, т.е. в пределах возможностей ХПКП. Углы заострения клина принимали соответственно 2°, 3°, 4°, углы наклона его боковых граней – 30°, 40°, 50°.

Для экспериментов использовали материалы с разными механическими свойствами: сталь 20, сталь 40Х и латунь Л62. Горизонтальная проекция площади контакта определялась на заторможенных образцах, прокатанных до различных степеней обжатия. По экспериментальным данным для всех приведенных выше вариантов были построены кривые, отражающие изменения площади контакта в зависимости от степени обжатия заготовок. Одна из этих кривых приведена на рисунке.

Сравнение расчетных и экспериментальной кривых показывает, что наиболее приемлемой из приведенных формул для расчетов при ХПКП является формула (2).

УДК 621.762.4

Л.Е.РЕУТ, Л.С.БОГИНСКИЙ

ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЕ ОБЖАТИЕ ПОРИСТОЙ ТРУБЫ В УСЛОВИЯХ ГИДРОДИНАМИКИ И ЖИДКОСТНОГО ТРЕНИЯ

Гидростатическое (гидродинамическое) формование порошков является в настоящее время наиболее распространенным способом обработки давлением крупногабаритных пористых изделий. Однако он связан со значительными энергосиловыми затратами, с использованием громоздкого оборудования, с высокими требованиями к технике безопасности.

Наиболее экономичным и перспективным является способ последовательного прессования порошков в эластичных оболочках (рис. 1), осуществляемый в условиях гидродинамического напора и жидкостного трения [1]. При этом эластичную оболочку 2 с установленной в ней цилиндрической оправкой 3 и порошком 4 протягивают через рабочий конический инструмент 1 с калибрующим диаметром, меньшим наружного диаметра оболочки. В результате на калибрующем участке инструмента (дюзы) происходит радиальное деформирование оболочки и уплотнение порошка на оправку.

В обычных условиях при протягивании эластичной оболочки через металлический рабочий инструмент [2] имеет место возникновение значительных сил трения, что связано с особенностью молекулярного строения эластомеров [3] и не устраняется даже при наличии смазочного материала на контактирующих поверхностях (на коническом участке дюзы смазочный материал выдавливается из очага деформации). Это снижает качество прессуемого изделия, так как под действием сил трения эластичный материал оболочки выте-

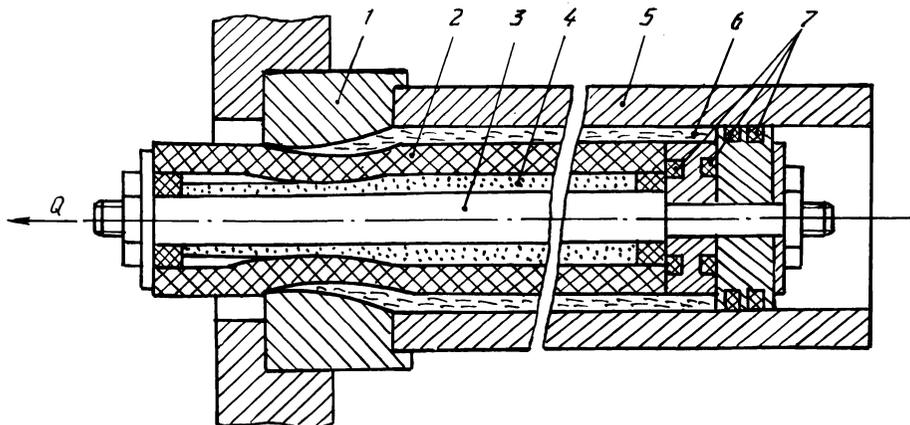


Рис. 1. Схема формирования пористого изделия через эластичную оболочку в условиях гидродинамического напора и жидкостного трения

кает в осевом направлении, увлекая за собой порошок или отрывая целые слои уплотненного изделия.

Предлагается оригинальный вариант осуществления способа последовательного прессования пористых изделий в эластичных оболочках, позволяющий устранить указанные недостатки за счет создания в очаге деформации гидродинамического напора, обеспечивающего работу оболочки в условиях жидкостного трения. С этой целью оболочку 2 и матрицу 5 выполняют с кольцевым зазором, который заполняют какой-либо смазочной жидкостью 6, удерживаемой в системе при работе устройства с помощью торцевых и радиальных уплотнений 7. В процессе перемещения оболочки через дюзу 1 происходит сжатие жидкости и нагнетание в ней давления, которое в начальный момент обеспечивает гидростатическое обжатие оболочки по всей длине и подуплотнение порошка по объему прессовки. Окончательное прессование изделия до необходимой плотности происходит в зоне калибрующего участка дюзы. Предварительное подуплотнение порошка обеспечивает прочность прессовки и снижает вероятность возникновения сдвиговых деформаций в очаге окончательного прессования. В определенный момент, когда давление жидкости станет достаточным для разведения контакта между дюзой и оболочкой, возникает гидродинамический напор, обеспечивающий работу в режиме жидкостного трения. Теперь общее усилие процесса не зависит от контактного трения и полностью определяется усилием, необходимым для сжатия жидкости и радиального деформирования оболочки. При разделении контактных поверхностей смазочной пленкой с низким сопротивлением сдвигу уменьшается внешнее трение, наиболее полно используются упругие свойства деформируемого материала. Создание условий для возникновения гидродинамического эффекта, заключающегося в способности среды создавать смазочный клин, выдерживающий значительные давления, обеспечивает работу инструмента и оболочки в режиме жидкостного трения. В условиях деформирования многокомпонентной системы наблюдается взаимодействие сред с различными реологическими свойствами.

Предложенный способ прессования порошков был положен в основу создания опытной установки, на которой получены изделия трубчатой формы $\varnothing 40 \times 34$ мм, длиной 300 мм из порошков железа ПЖ4К (ГОСТ 9849—86), меди ПМС-2 (ГОСТ 4960—75) и никеля ПНК-2 (ГОСТ 9722—79) с конечной относительной плотностью 0,6; 0,53; 0,65 соответственно. Среднее усилие процесса составляло 4—6 кН. Эластичная оболочка была выполнена из полиуретана марки СКУ-ПФЛ, а в качестве рабочей жидкости использован мыльный водный раствор.

Исследование силовых параметров процесса показало, что с момента начала перемещения оболочки происходит нарастание усилия протягивания, что связано с дополнительными затратами на сжатие жидкости. Начиная с момента возникновения гидродинамического напора и выхода жидкости из системы, общее усилие процесса несколько снижается и на протяжении всего периода протягивания остается постоянным. При этом порошок находится под постоянным гидростатическим давлением, а в зоне калибрующего участка дюзы испытывает дополнительное радиальное уплотнение. Такая схема нагружения обеспечивает получение изделия с достаточной прочностью и равномерно распределенной плотностью по длине.

Общее усилие Q процесса прессования в гидродинамическом режиме определяется суммой усилий: Q_1 — усилие сжатия жидкости, т.е. гидростатическое давление; Q_2 — усилие радиального сжатия оболочки с порошком; Q_3 — усилие для преодоления трения. С момента возникновения гидродинамического напора и жидкостного трения составляющая общего усилия $Q_3 = 0$, и тогда на прессование порошка идет полное усилие процесса.

На рис. 2 представлен характер изменения рабочего усилия в зависимости от радиальной деформации $\Delta d/d$ оболочки и степени ее армирования. Армирование оболочки применяют для увеличения ее осевой жесткости и снижения эффекта перетекания эластичного материала.

Сравнительный анализ процессов показал, что при уплотнении без гидродинамики [2] ($Q_1 = 0$) общее усилие Q ниже, чем при работе в условиях жидкостного трения ($Q_3 = 0$). Очевидно, что составляющая Q_1 , отсутствующая для случая обычного последовательного прессования [2], превышает Q_3 , необходимое для преодоления контактного трения. Однако, несмотря на возрастание силовых затрат, качество изделий, уплотняемых в условиях

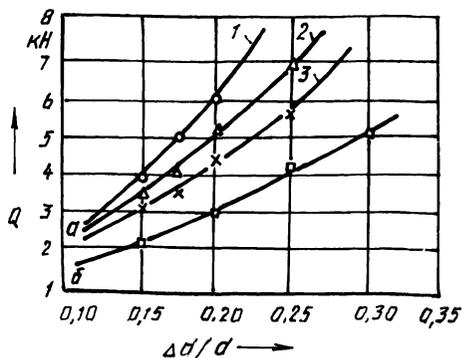


Рис. 2. Влияние гидродинамического эффекта на общее усилие процесса прессования в зависимости от деформации оболочки и степени ее армирования:

a — прессование в оболочке со степенью армирования 12 % (1), 6 % (2) и неармированной (3) в гидродинамическом режиме; *б* — прессование без гидродинамического режима

гидродинамического режима, значительно превосходит качество изделий, полученных по схеме [2]. В последнем случае велика вероятность возникновения трещин и неравномерного распределения плотности (до 5–12 %) по длине прессовки, являющихся результатом контактного трения. В то же время при уплотнении изделий в режиме гидродинамики и жидкостного трения возможно получение более высокоплотных (на 20–40 %) пористых труб с равномерно распределенной плотностью по длине.

Таким образом, предлагаемый способ прессования порошков объединяет в себе все преимущества методов последовательного и гидростатического уплотнения порошковых материалов, прост в эксплуатации и позволяет получать изделия с широким диапазоном размеров и плотностей.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.с. 1068227 (СССР). Способ прессования трубчатых изделий из порошков и устройство для его осуществления / А.В.Степаненко, А.С.Богинский, Л.Е.Реут, О.П.Реут.
2. А.с. 859031 (СССР). Устройство для прессования изделий из порошков / А.В.Степаненко, Л.С.Богинский, Л.Е.Реут.
3. Исаченков Е.И. Контактное трение и смазки. — М., 1978.— 207 с.

УДК 621.787.4

Д.И.ДМИТРОВИЧ, Т.В.КАЛИНОВСКАЯ

О КРИТЕРИЯХ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) является упруго-пластическим процессом. Его анализ только с позиции теории идеальной пластичности не дает результатов, поскольку при ППД упругая деформация соизмерима с пластической, а соотношение между ними зависит от среднего напряжения на контактной площадке, формирующейся в процессе вдавливания инструмента (ролика, шарика) в обрабатываемый материал. При переходе к качению основные закономерности сохраняются. Рассмотрение данного процесса в развитии, от нулевого напряжения на контактной площадке до среднего, соответствующего пластической задаче, показало, что выбранный диапазон напряжений включает три реперные точки. В них имеют место аналитические решения. Первая точка — это граница чисто упругой области нагружения, в пределах которой размеры контактной площадки и усилие деформирования зависят от среднего напряжения и определяются теорией упругости. В этой реперной точке среднее напряжение зависит от принятых допущений о распределении напряжений и колеблется от $2k$ до $2,6k$ (k — предел текучести на сдвиг). Во второй точке имеет место предпластическое состояние ($\sigma_{\text{ср}} = \pi k$). Третья — граница между упруго-пластической и пластической областями нагружения ($\sigma_{\text{ср}} = 5,14k$ — для плоской задачи, $\sigma_{\text{ср}} = 5,68k$ — для осесимметричной при плоском пуансоне, $\sigma_{\text{ср}} = 5,35k$ — при сферическом). В области

пластичности, как известно, прекращается рост средних напряжений ($k = \text{const}$ — для идеально пластической модели), некоторое их изменение связано лишь с упрочнением-разупрочнением. Основное приращение площади контакта в этой области связано лишь с увеличением усилия деформирования.

В упруго-пластической области нагружения (область ППД) на псевдоупругую площадку, рост которой регламентируется упругой задачей Герца, накладывается приращение за счет пластического расширения опорной площадки и за счет волны. Классическая теория упругости, равно как и пластичности, не дает ответа на вопросы, как формируется упруго-пластическая площадка, какие количественные связи заложены в соотношении полной и псевдоупругой площадок и т.п.

В результате детального анализа напряженно-деформированного состояния в процессе ППД было показано, что этот процесс самоорганизующийся, т.е. подчиняется каким-то вполне определенным законам. Впервые был выявлен критерий самоорганизации формирования контактной площадки при вдавливании и качении ролика (шарика) по детали любой кривизны. Этим критерием является отношение полных и предельно упругих эпюр на любой стадии упруго-пластического нагружения, т.е. при $\bar{\sigma}_n = 2 \dots (\pi + 2)$. Таким образом, контактная площадка состоит из псевдоупругого ядра, пластического расширения опорной поверхности, которое зависит от упомянутого критерия и, следовательно, от $\bar{\sigma}_n$, а также приращения за счет волны. Причем отношение полного смещенного объема, ограничиваемого пересекающимися жесткими контурами детали и инструмента, к пластическому, вытесняемому из-под контакта, также регулируется этим критерием. При таком подходе определение контактной площадки вдавливания или качения упруго-пластической области нагружения оказывается чрезвычайно простым, не требует применения сложного математического аппарата и дает весьма точные результаты, подтверждаемые экспериментом.

Вторым критерием самоорганизации процесса ППД можно считать коэффициент осесимметричности (эллипсности) контактной площадки $\eta_{\text{ос}}$, который определяется по пересечению жестких (недеформированных) контуров инструмента и детали. Использование этого критерия позволяет перейти от тривиальных задач (плоской и осесимметричной) к трехмерной, в которой фигурируют все четыре кривизны контактирующих тел, определить площадку вдавливания, затем качения, учитывая ее трансформацию, и в конечном счете перейти к расчету усилий, накопленной деформации, глубины наклепанного слоя и других параметров, оптимальное сочетание которых приводит к существенному улучшению эксплуатационных свойств обработанного изделия, т.е. делает этот процесс эффективным.

ПУТИ И МЕТОДЫ СНИЖЕНИЯ РАСХОДА МАТЕРИАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Машиностроение и металлообработка потребляют около 72 % всей металлопродукции, и от них существенно зависит эффективность использования этого ресурса. Существуют множество путей и методов экономии материальных ресурсов.

ПУТИ СНИЖЕНИЯ РАСХОДА МАТЕРИАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ

Требующие капитальных вложений	Не требующие капитальных вложений
Совершенствование структуры материалов	Использование отходов материалов в производстве
Совершенствование структуры металлообрабатывающего оборудования	Снижение массы изделия, приходящейся на единицу его показателя
Совершенствование технологии обработки материалов	Снижение брака в производстве и уменьшение количества замен материалов
Улучшение качественных показателей изделия	Развитие кооперирования
Специализация и концентрация заготовительного производства	

МЕТОДЫ СНИЖЕНИЯ РАСХОДА МАТЕРИАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ

Совершенствование показателей оценки эффективности использования материалов
 Внедрение технически обоснованных норм расхода
 Совершенствование системы учета и контроля за расходом материалов и использованием их отходов
 Директивное воздействие вышестоящих органов, направленное на экономию материалов
 Совершенствование методики образования цен на материальные ресурсы
 Разработка комплексных целевых программ по экономии материальных ресурсов
 Функционально-стоимостный анализ конструкций изделий
 Совершенствование материального и морального стимулирования экономии материалов
 Повышение действенности социалистического соревнования за экономию материалов

Крупные резервы увеличения ресурса металла кроются в повышении его полезных свойств. По оценкам специалистов, тонна проката повышенной точности увеличивает ресурсы металла на 0,03–0,05 т, проката с гарантированными свойствами — на 0,029 т, низколегированного и упроченного — на 0,2–0,3 т; гнутых профилей — на 0,25–0,35 т, холоднокатаного листа — на 0,2–0,3 т [1]. Таким образом, совершенствование структуры проката и повышение его качества дают возможность увеличить его ресурсы от 16 до 25 млн т в год.

Большие возможности снижения материалоемкости общественного продукта кроются в совершенствовании конструкции машин. При прочих равных

условиях чем легче оборудование, тем ниже материалоемкость продукции, полученной на нем.

Существенные резервы экономии заключаются в улучшении использования основных фондов, сокращения парка машин и оборудования, особенно за счет списания устаревшего, в специализированном производстве запасных частей и расширении объема восстановления изношенных деталей. Содержание устаревшего оборудования в пригодном для работы состоянии требует значительных материальных затрат. Так, в целом по стране затраты на ремонт оборудования составляют 60 млрд руб. На ремонтные нужды идет около 25 % всего производимого в стране металла.

Неограниченные перспективы снижения материалоемкости машин открывает совершенствование технологии получения заготовок и обработки деталей. Расход металла существенно зависит от способа получения заготовок. Так, например, на тонну заготовок из стальных отливок идет в отход 517 кг металла, из чугунных отливок — 341, а из проката и штамповок — менее 200 кг. Тем не менее до сих пор примерно 60 % заготовок в отечественном машиностроении получают литьем и свободной ковкой. Кузнечное производство в отличие от литейного занимает передовые позиции. Если при производстве отливок коэффициент использования металла составляет 0,34—0,596, то для штамповок он достигает 0,83.

Дальнейшее совершенствование кузнечно-штамповочного производства должно идти по пути повышения производительности труда, улучшения механических свойств поковок, повышения точности и чистоты их поверхности. Сегодня более половины поковок получают методом свободнойковки с ручной подачей металла. Заготовки, изготовленные на кривошипных горячештамповочных прессах, составляют всего 33 % от общего объема поковок, на горизонтально-ковочных машинах — 15, чеканкой и калибровкой — 5, выдавливанием — 2,5 %.

Одна из главных причин сложившегося положения — низкий уровень концентрации и специализации производства. Специализированные кузнечно-штамповочные цехи изготавливают около 2 % заготовок при экономической целесообразности 50—55 %. Практика показывает, что в ближайшей перспективе необходимо обособить производство заготовок массового применения. Дальнейшую специализацию следует проводить по пути сокращения их номенклатуры за счет выделения поковок общемашиностроительного применения и их производства на специализированных заводах.

Наибольших затрат материальных ресурсов требует механическая обработка деталей. В стружку ежегодно переводится 10—12 млн т металла, на что затрачивается более 5 млрд руб. На удаление излишних припусков и черновую обработку затрачивается от 50 до 90 % труда, тогда как на чистовую обработку — только 4—12 % [2].

Одним из путей экономии материальных ресурсов является расширение применения новых дешевых синтетических материалов с разнообразными, заранее заданными свойствами. Примерно 8 % металла и 12 % лесоматериалов могут быть заменены полимерными материалами.

Как видно из приведенных данных, наиболее эффективными направлениями экономии металла в машиностроении являются совершенствование

конструкций машин, улучшение их весовых характеристик и совершенствование технологических процессов.

Методы снижения расхода материальных ресурсов позволяют эффективно осуществлять пути их экономии. Наиболее действенным методом является дальнейшее развитие планового централизованного воздействия на потребление материалов. К методам прямого воздействия на материалоемкость продукции следует отнести: удельные нормы расхода материалов; установление предельных уровней затрат материалов на рубль выпускаемой продукции; фондирование материальных ресурсов; контроль ассортимента и качества поставляемых материалов в соответствии с хозяйственными договорами между предприятиями. К методам косвенного планового воздействия на материалоемкость могут быть отнесены: установление заданий по снижению себестоимости товарной продукции; перевод отраслей промышленности на планирование по показателю нормативной чистой продукции; широкая организация свободной торговли ресурсами.

Совершенствование показателей оценки эффективности использования материалов является неперенным условием улучшения учета и контроля за расходом материалов, совершенствования материального и морального стимулирования, повышения роли социалистического соревнования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Морозов Н. Материалоемкость машины и нормы // Вопр. экономики. — 1980. — № 12. — С. 49—59.
2. Сачко Н.С. Материалоемкость продукции // ЭКО. — 1984. — № 10. — С. 118—130.

УДК 621.777:621.79

Е.Г.СЫЧЕВ, В.Ф.БУРЕНКОВ

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА НА ТОЛЩИНУ ПОКРЫТИЯ ПРИ ПРОШИВКЕ

Современное развитие техники требует создания биметаллических и многослойных материалов, обладающих повышенными эксплуатационными свойствами. Большую группу составляют изделия с тепло-, электропроводными, антифрикционными и другими покрытиями из пластичных металлов и композиций. Промышленные методы получения таких покрытий связаны с применением нагрева или проведением процесса нанесения лакирующего слоя в агрессивных средах, что усложняет технологию.

Получение покрытий из пластических металлов путем введения лакирующего материала в очаг деформации является наиболее перспективным способом, так как при этом совмещаются процессы формоизменения заготовки и формирования покрытия. Высокие удельные усилия в месте контакта лакирующего материала с основным, обновление поверхности и интенсивные сдвиговые деформации, возникающие при обработке металлов давлением, позволяют получать беспористые покрытия с высокой прочностью сцепления с основой без применения нагрева.

Наиболее полно изучены способы формирования покрытий на наружных поверхностях изделий в процессах обработки давлением, таких как прокатка и волочение. Несмотря на то что номенклатура изделий с покрытиями на внутренних полостях достаточно широка, получение таких покрытий затруднено. Требуется разработка новых и совершенствование существующих способов их получения.

Способ плакирования, заключающийся в том, что пластичный металл вводится в очаг деформации при прошивке, позволяет получать покрытия на внутренних полостях [1]. Однако этот способ мало изучен, что затрудняет его применение, поэтому исследование технологических возможностей и создание практических рекомендаций по технологии плакирования при прошивке является актуальным и имеет важное народнохозяйственное значение.

Одним из показателей, определяющих срок службы покрытия и его эксплуатационные качества, является толщина покрытия. Изучение возможности получения покрытия заданной толщины путем изменения геометрической формы деформирующего инструмента имеет практический интерес.

Плакирование осуществлялось оловом, как компактным, так и порошковым, на заготовках из алюминия АДО диаметром 40 мм и высотой 50 мм, подвергнутых глубокому отжигу.

Деформирование производилось прошивнями диаметром $d = 20$ мм с калибрующим пояском длиной 10 мм. Рабочая часть прошивней выполнялась плоской с различными радиусами R скругления и конической с различными углами α конуса.

Толщина покрытия определялась металлографическим методом, который также дает возможность получения данных о пористости покрытия, позволяет выявить рельеф и структуру переходной зоны.

Ввиду того что в начальный момент внедрения прошивня в заготовку течение материала вблизи свободной поверхности облегчено, так как напряженное состояние характеризуется растягивающими напряжениями [2], а также вследствие особенностей течения плакирующего материала при глубине полости около $0,25d$ покрытие имеет увеличенную толщину. В дальнейшем по мере внедрения прошивня плакирующий материал расходится на формирование покрытия, и его толщина уменьшается. На рис. 1 представлены графики изменения толщины покрытия по глубине прошиваемой полости.

Зависимости толщины покрытия от радиуса скругления пуансонов с плос-

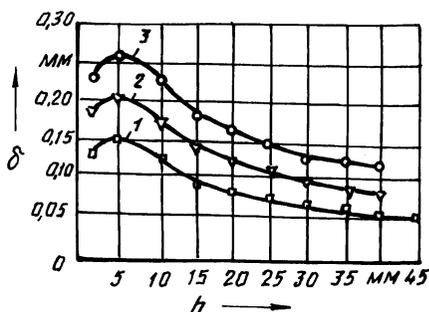


Рис. 1. Зависимость толщины плакирующего слоя от глубины прошиваемой полости:

- 1 — пуансон с плоским торцом ($R = 2$ мм);
 2 — с конической рабочей частью ($\alpha = 90^\circ$);
 3 — со сферической рабочей частью ($R = d/2$)

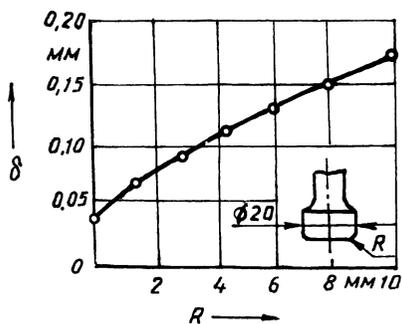


Рис. 2. Влияние радиуса скругления прошивня с плоским торцом на толщину оловянного покрытия

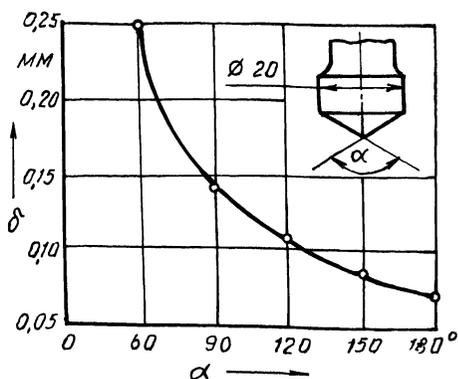


Рис. 3. Зависимость толщины оловянного покрытия от угла наклона образующих прошивня с конической рабочей частью

ким торцом и угла конуса пуансонов с конической рабочей частью представлены на рис. 2, 3.

Совокупность экспериментальных данных, представленных в виде кривой на графиках, аппроксимировалась зависимостями различного вида. Для относительной оценки аппроксимированных кривых и выбора зависимостей, дающих наилучшее приближение к опытным данным, использовался критерий Фишера [3].

Зависимость толщины покрытия δ (мм) от радиуса скругления (мм) имеет вид

$$\delta = 0,061R^{0,064}e^{0,095R},$$

а от угла наклона образующих α (рад)

$$\delta = 0,154\alpha^{-2,16}e^{0,57\alpha}.$$

Толщина покрытия измерялась на глубине полости $0,75d$ (на такой глубине значительно снижается разнотолщинность покрытия).

Таким образом, применяя деформирующий инструмент с различной формой рабочей поверхности, можно регулировать в определенных пределах толщину покрытия, получаемого при закрытой прошивке полости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Буренков В.Ф., Сычев Е.Г., Шелег В.К. Использование процесса нанесения металлического порошкового покрытия при закрытой прошивке // Кузнечно-штамповоч. пр-во. — 1986. — № 9. — С. 4—6. 2. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. — М., 1977. — 424 с. 3. Четыркин Е.М. Статистические методы прогнозирования. — М., 1975. — 184 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫСАДКИ С НАЛОЖЕНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРОТОКА

В настоящее время широкое распространение получает пластическое деформирование металлических материалов с наложением интенсивных физических полей. Одним из таких процессов является формоизменение с наложением импульсного электрического тока (ИЭТ). При пропускании через очаг деформации ИЭТ плотностью $j \sim 10^9$ А/м² и длительностью $\tau \sim 10^{-4}$ с наблюдается так называемый электропластический эффект, который заключается в существенном снижении сопротивления деформированию и повышении предельной пластичности [1, 2]. В работе [3] было установлено, что пропускание ИЭТ через очаг деформации в момент активного деформирования медных сплавов (ЛС59-1, Л63, БрБ2) при высадке приводит к снижению усилия деформирования и повышению предельной пластичности в 2–3 раза.

Процесс высадки происходил следующим образом. Цилиндрический образец нагружался в штампе постоянной в процессе деформирования нагрузкой, которая создавала напряжения, меньшие предела текучести. Через очаг деформации параллельно сжимающей нагрузке пропускаться одиночный ИЭТ с параметрами $j = (3...5) \cdot 10^9$ А/м² и $\tau = (25...30) \cdot 10^{-3}$ с. В момент пропускания импульса происходила высадка образца.

В ходе экспериментов была установлена зависимость формы высаженного венца образца от места подвода ИЭТ. При подводе тока непосредственно к границам очага деформации высаженный венец заготовки имел форму "луковицы" с радиусом кривизны на экваторе боковой поверхности значительно меньшим, чем у бочки, полученной механической высадкой. Поэтому напряженное состояние на экваторе боковой поверхности приближалось к всестороннему растяжению, что способствовало появлению трещин. Образование "луковицы" связано с неравномерным распределением электрического тока в очаге деформации, так как ток распределяется равномерно по сечению образца лишь на некотором расстоянии от токоподвода.

Экспериментально было установлено, что получение венца, совпадающего по форме с венцом, получаемым при холодной высадке (плоскопараллельные торцы, небольшая бочка), достигается при подводе тока на расстоянии $l \approx d_3$ (d_3 — диаметр заготовки) от границ очага деформации. Конструктивно это выполнялось установкой на торцах токоподводящих губок, примыкающих к очагу деформации, шайб из титанового сплава ВТЗ-1. Удельное электросопротивление шайб $\rho_{ш} \gg \rho_3$ (где ρ_3 — удельное электросопротивление материала заготовки) и для нашего случая составляло $\rho_{ш}/\rho_3 = 10$.

При проведении экспериментов исследовались кинематика бочкообразования при высадке и максимально достижимая степень деформации. Деформирование проводилось поэтапно. На каждом этапе измерялись диаметр бочки и степень бочкообразования. Установлено, что с увеличением степени деформации скорость бочкообразования уменьшается и асимптотически приближается к нулю.

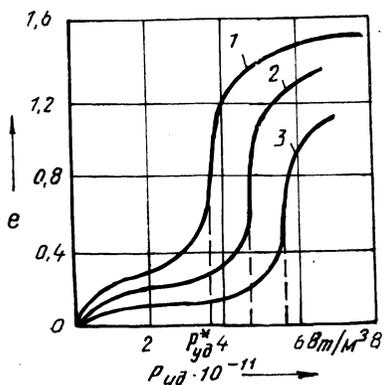


Рис. 1. Влияние начального напряжения сжатия и удельной мощности импульса электрического тока на достижимую степень деформации при высадке сплава ЛС59-1

метры образца. По оси абсцисс — удельная мощность импульса электрического тока $\rho_{уд}$. Экспериментальные данные, приведенные на рис. 1, показывают, что удельная мощность импульса оказывает значительное влияние на максимально достижимую степень деформации при высадке.

На экспериментальных кривых выделяются характерные зоны, разделяемые $\rho_{уд}^*$. При удельной мощности импульса $\rho_{уд}^*$ происходит значительный рост предельной степени деформации. Значение $\rho_{уд}^*$ зависит от уровня приложенного напряжения σ_0 . При $\sigma_0 = \sigma_T$ $\rho_{уд}^* = 3,5 \cdot 10^{11}$ Вт/м³, при $\sigma_0 = 0,5\sigma_T$ $\rho_{уд}^* \sim 4,5 \cdot 10^{11}$ Вт/м³ и при $\sigma_0 = 0,2\sigma_T$ $\rho_{уд}^* \sim 5,5 \cdot 10^{11}$ Вт/м³.

Механизм такого влияния $\rho_{уд}$ на пластичность не вполне ясен. Можно предположить, что при мощностях $\rho_{уд} < \rho_{уд}^*$ основным механизмом является срыв потоком электронов дислокаций, заторможенных на преодолимых стопорах, что способствует реализации возможной пластической деформации [1].

При $\rho_{уд} > \rho_{уд}^*$, видимо, существенное влияние на пластичность оказывает также джоулево тепло, выделяющееся в очаге деформации. Джоулево тепло в основном выделяется в тех местах образца, где происходит наибольшая концентрация электрического тока [2]. Энергия же импульса концентрируется, как правило, около различного рода дефектов, микротрещин и пор. Такая концентрация энергии приводит к оплавлению и "залечиванию" дефектов. Интегрально это выражается в существенном повышении предельной деформации материала. В нашем случае предельная пластичность латуни ЛС59-1 повышается в 3–5 раз.

Проведенные исследования по выбору способа подвода тока, приложенных напряжений сжатия и удельной мощности импульса позволили оптимизировать процесс получения формы высаженного венца, близкой к цилиндрической, и повысить качество изделий за счет устранения трещинообразования на свободной поверхности бочки. Из результатов работы видно, что стимулирование пластической деформации импульсным электрическим током явля-

В качестве параметров, влияющих на степень деформации, исследовались начальное напряжение сжатия σ_0 , приложенное к образцу, удельная энергия и удельная мощность импульса. На рис. 1 представлены результаты экспериментального исследования влияния импульса тока на пластичность сплава ЛС59-1. Кривая 1 соответствует начальному напряжению $\sigma_0 = \sigma_T$ (где σ_T — предел текучести материала в холодном состоянии), кривая 2 — $\sigma_0 = 0,5\sigma_T$ и кривая 3 — $\sigma_0 = 0,2\sigma_T$. По оси ординат отложена логарифмическая степень деформации $e = 2 \ln(d/d_0)$, где d_0 и d — соответственно начальный и конечный диа-

ется перспективным направлением создания технологических процессов, позволяющих существенно уменьшать усилие деформирования и значительно повышать предельную пластичность обрабатываемых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. — М., 1985. — 160 с. 2. Климов К.М., Новиков И.И., Шнырев Г.Д. Сб электропластичности металлов // Докл. АН СССР. — 1974. — Т. 219. — С. 323—324. 3. Красневский С.М., Лазаревич Г.И., Каченко А.И. Высадка медных сплавов, стимулированная электрическим током // Сб. тезисов докл. 5-й Всесоюз. конф. "Получение и обработка материалов высоким давлением". — Мн., 1987. — С. 82—83.

УДК 621.891

А.В.АЛИФАНОВ

РАЗВИТИЕ НАРОСТОВ В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Целью данной работы являлось изучение развития и смыва наростов на инструменте, а соответственно, и задиrow на изделиях, а также влияния на этот процесс смазочных прослоек. Исследования наросто- и задиrowобразования производились применительно к процессу холодной вытяжки ярма реле стартера РС14151 на Борисовском заводе автотракторного электрооборудования (БАТЭ). Вытяжка ярма осуществлялась на кривошипном прессе КБ-262 усилием 1600 кН. Скорость деформирования — 0,2 м/с. Материал — стальная полоса толщиной 3 мм (сталь 08). Размеры ярма: диаметр — 67 мм, высота — 46 мм, диаметр фланца — 90 мм. Материал матрицы — твердый сплав ВК-20. После вытяжки на внешней стороне изделия остаются задиры двух групп А и Б, имеющие вид продольных царапин. Исследования показали, что предварительное фосфатирование стальной полосы способствует смыву наростов на матрице и устранению задиrow. Для исследования наросто- и задиrowобразования сначала производилась вытяжка изделий из нефосфатированной полосы, а затем из фосфатированной до практически полного удаления задиrow. Поскольку изучение развития наростов в производственных условиях представляет известные сложности в связи с трудоемкостью снятия и установки матриц, а процесс наростообразования полностью соответствует процессу задиrowобразования, дальнейшие исследования были связаны с изучением последнего.

Образовавшиеся на изделиях задиры исследовали на профилографе-профилометре МЕ-10 (ГДР), причем измерялись максимальные параметры шероховатости R_t и средние R_a задиrow А и Б в трех сечениях.

На рис. 1. показана зависимость R_t от относительного пути деформирования l_n/l_0 (где l_0 — высота одной заготовки, $l_n = kl_0$, k — число деформированных заготовок) при вытяжке заготовок ярма из нефосфатированной и фосфатированной полос. Значения $R_{t\min}$ и $R'_{t\min}$ соответствуют максимальным параметрам шероховатости гладкой (без задиrow) поверхности заготовок,

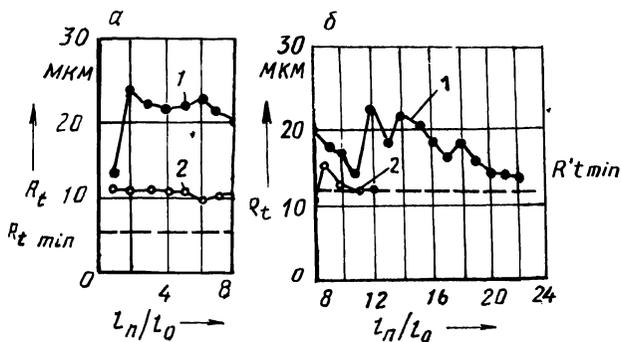


Рис. 1. Зависимость максимального параметра шероховатости R_t от относительного пути деформирования при вытяжке нефосфатированных (а) и фосфатированных (б) заготовок: 1 — задир А; 2 — задир Б

полученных из нефосфатированной и фосфатированной полос соответственно.

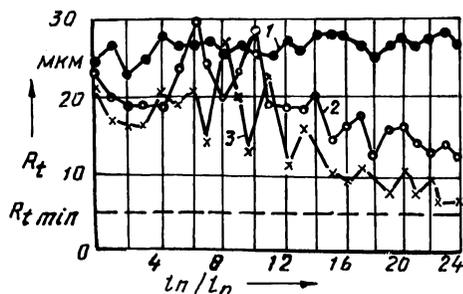
Из рисунка видно, что процесс образования нароста на матрице и соответствующего задира на заготовке можно разбить на две стадии: интенсивного роста и стабилизации; а процесс ликвидации нароста — на три стадии: интенсивного уменьшения, нестабильного поведения и ликвидации (или стабилизации) нароста, причем для небольших наростов стадия нестабильного поведения отсутствует.

Высокая интенсивность образования нароста при вытяжке нефосфатированных заготовок объясняется большой степенью сдвиговой деформации поверхностных слоев мягкого металла и соответственно высокой степенью упрочнения [1]. К тому же на вершинах микронеровностей инструмента развивается температура, достаточная для активации адгезионных механизмов, что способствует быстрому развитию зародышей нароста и их прочностным связям с материалом инструмента.

Стадия стабилизации нароста, характеризующаяся то его некоторым увеличением, то уменьшением, подтверждает теоретические положения о кинетике его развития [1]: нарост сначала углубляется при своем тангенциальном движении в мягкий материал, принимая на себя значительную часть нормальной нагрузки и увеличиваясь в размерах, а затем благодаря увеличению в размерах и росту сопротивления своему движению как бы выталкивается из мягкого материала, уменьшаясь в размерах.

Стадия интенсивного уменьшения нароста при вытяжке фосфатированных заготовок объясняется тем, что сдвиговая деформация локализуется в гораздо более тонких приповерхностных слоях (в основном фосфатного покрытия), благодаря чему там развивается температура, при которой происходит разупрочнение и размазывание (смыв) нароста. Однако высота оставшейся части нароста, наиболее прочно связанного благодаря адгезионному взаимодействию с материалом инструмента, еще достаточна (в данном случае 17–18 мкм, рис. 1) для того, чтобы "пробивать" толщину фосфатного покрытия (обычно 8–16 мкм) с последующим взаимодействием ювенильных металлов нароста и заготовки. Таким образом возникает стадия нестабильного поведения нароста, когда он может увеличиваться до некоторых размеров, а затем резко

Рис. 2. Зависимость максимального параметра шероховатости R_t от относительного пути деформирования и применяемых смазочных материалов: 1 — веретенное масло; 2 — сульфофрезол + 10 % Mo_2S ; 3 — сульфофрезол + 30 % Mo_2S



уменьшаться. Однако постепенно из-за высокой температуры, развиваемой в тонких приповерхностных слоях, нарост полностью размягчается и окончательно размазывается (смывается). Из теории резания известно, что нарост из стали пропадает при температурах порядка 550–600 °С [1, 2].

Способность фосфатного покрытия ликвидировать наросты на инструменте легла в основу оригинальной методики исследования различных смазочных материалов и композиций с целью определения их экранирующих свойств. Методика состоит в том, что сначала необходимо произвести деформирования нескольких заготовок без покрытий и смазочных материалов до появления стабильных задиров, а затем использовать заготовки, покрытые исследуемым смазочным материалом.

Состав исследуемых смазочных материалов выбирался согласно рекомендациям [3], из которых следует, что при введении 10 % (по массе) твердых наполнителей (графит, дисульфид молибдена) их экранирующие свойства повышаются незначительно. Лишь при увеличении наполнителя до 30 % экранирующие свойства повышаются существенно. В настоящей работе исследовались смазочные композиции "сульфофрезол + 10 % Mo_2S " и "сульфофрезол + 30 % Mo_2S " в сравнении с веретенным маслом, обладающим хорошими антифрикционными свойствами. Однако его экранирующие свойства при высоких удельных давлениях резко снижаются.

На рис. 2 показаны результаты исследований веретенного масла и смазочных композиций "сульфофрезол + 10 % Mo_2S " и "сульфофрезол + 30 % Mo_2S ", причем отражена лишь зависимость максимальных параметров шероховатости R_t от относительного пути деформирования.

Веретенное масло не оказывает практически никакого влияния на развитие задиров. С использованием композиции "сульфофрезол + 10 % Mo_2S " задирки несколько уменьшаются: $R_t \approx 13$ мкм ($R_{t\min} = 6$ мкм), причем стадия их стабилизации длится примерно в 2 раза больше, чем при фосфатном покрытии. Применение композиции "сульфофрезол + 30 % Mo_2S " практически устраняет наросты: $R_t \approx 7,5$ мкм ($R_{t\min} = 6$ мкм).

Способность исследованных смазочных композиций ликвидировать наросты можно объяснить тем, что они образуют на поверхности заготовки прочную пленку, выдерживающую большие нормальные удельные давления, прочность на сдвиг которой, однако, значительно меньше, чем у материала заготовки. В таком слое смазочной пленки локализуются значительные сдвиговые деформации, деформируемая область сужается, суммарное тепловыделение также снижается, однако его локализация в тонком слое приводит к более высокой температуре, достаточной для разупрочнения и смыва неболь-

ших наростов. Низкая эффективность применения веретенного масла объясняется тем, что оно практически полностью выдавливается из зоны деформаций, которые развиваются в объеме материала, прилегающем к зоне контакта с наростом. Температура объема металла при этом выше, чем в первом случае, а поверхностная — ниже. В результате нарост имеет возможность развиваться или оставаться в стабилизированном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. — Мн., 1978. — 272 с. 2. Кузнецов В.Д. Наросты при резании и трении. — М., 1956. — 416 с. 3. Манегин Ю.В., Сцепура В.И., Осейко Н.И., Артамошин А.В. Исследование смазок и условий трения при холодном гидропрессовании сталей // Кузнечно-штамповоч. пр-во. — 1979. — № 2. — С. 10—18.

УДК 65.011.55

М.А.ГАЛЬБУРТ, М.К.ДОБРОВОЛЬСКАЯ,
А.В.ОВСЕНКО, Г.Г.ХРИСТЕНКО

АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИСТОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

Процесс разработки технологии изготовления деталей методом холодной листовой штамповки можно разбить на следующие основные этапы:

ознакомление с чертежом детали и разработка требований, предъявляемых к ней при изготовлении (отработка на технологичность);

выбор действующего типового технологического процесса или поиск аналога единичного технологического процесса;

составление технологического маршрута, который определяет последовательность технологических операций, состав средств технологического оснащения;

разработка технологических операций с определением последовательности переходов в операциях, средств технологического оснащения;

разработка и оформление задания на проектирование штампов;

оформление технологического процесса, включающее вычерчивание необходимых эскизов и заполнение комплекта технологических документов, нормоконтроль содержания документов, нормирование операций и согласование со всеми необходимыми службами, утверждение технологического процесса.

Большинство указанных этапов в процессе разработки технологии могут выполняться параллельно или в виде ряда итераций. Характерной чертой традиционных методов проектирования является низкий уровень формализации процесса принятия решений при составлении описания технологического процесса изготовления листовых деталей. Так, на различных предприятиях сложились разные подходы в отношении детализации при описании одних и тех же операций и переходов холодной штамповки.

Поэтому на первом этапе программно-методические комплексы (ПМК) автоматизированного проектирования технологии изготовления листовых де-

талей создавались как средства, обеспечивающие технологу возможность оформления комплекта документов технологического процесса. Незначительное снижение трудоемкости проектирования при таком подходе обеспечивалось как сокращением непроизводительных операций при оформлении комплекта технологических документов, так и тем, что по мере накопления разработанных автоматизированных путем техпроцессов (хранящихся в базе на магнитных носителях) дальнейшее проектирование можно вести с использованием техпроцесса-аналога, в качестве которого может выступать любой из ранее разработанных техпроцессов.

Основным недостатком такого подхода является сложность развития существующих ПМК в отношении расширения автоматизированных функций (нормирование операций, учет загрузки оборудования и т.д.).

На современном этапе подход к автоматизации проектирования технологии изготовления листовых деталей получил существенное развитие. При этом основное внимание уделяется комплексной автоматизации взаимосвязанных задач, решаемых на вышеперечисленных этапах разработки технологии.

Первоочередными задачами автоматизации технологического проектирования являются следующие:

- автоматизация информационного обслуживания технологов-проектировщиков (создание и ведение баз данных о деталях, изготавливаемых холодной листовой штамповкой, о прессовом оборудовании и его загрузке);

- автоматизация инженерно-технических расчетов, выполняемых при проектировании технологии изготовления листовых деталей (расчет размеров заготовки, определение количества необходимых переходов, усилия штамповки и т.д.);

- автоматизация разработки и оформления комплекта документов технологического процесса;

- автоматизация нормирования операций разрабатываемого технологического процесса;

- автоматизация ведения архива запроктированных автоматизированным способом техпроцессов.

Опыт создания программно-методических комплексов (систем, подсистем) автоматизированного проектирования технологии изготовления листовых деталей показал необходимость унификации и стандартизации технологических процессов при описании операций и переходов, увязки их с применяемым оборудованием, оснасткой и вспомогательным инструментом. Уровень унификации в значительной мере определяет снижение трудоемкости при автоматизированном проектировании по сравнению с неавтоматизированным.

Так, успешная попытка унификации описания технологии изготовления листовых деталей была сделана на Бердянском производственном объединении по жаткам. Все технологические процессы холодной штамповки проектировались только автоматизированным способом на ЕС ЭВМ, что значительно сократило время технологической подготовки производства, и притом меньшим числом технологов.

При использовании указанного подхода и опыта Бердянского производственного объединения в Минском СКТБ АТП разработан ПМК автоматизированного проектирования технологических процессов изготовления листовых деталей для ПЭКВМ "Искра-226" микроЭВМ ЕС 1840.

УДК 621.746.57

Д.Н.ХУДОКОРМОВ, С.С.ДЕЩИЦ,
Ю.П.ШАПОВАЛОВ, И.С.ЩЕМЕЛЕВ

ВАКУУМИРОВАНИЕ СТЕРЖНЕЙ В НАГРЕВАЕМОЙ ОСНАСТКЕ

Одним из факторов, сдерживающих развитие процесса изготовления стержней в нагреваемой оснастке, является выделение вредных веществ в атмосферу литейного цеха. Причем вентиляционные системы, применяемые для локализации токсичных веществ, неэффективны и не оборудованы аппаратами очистки. Принципиально новый метод локализации токсичных газовыделений — вакуумирование стержней в оснастке — обладает следующими преимуществами:

исключается попадание вредных веществ в атмосферу цеха при отверждении стержневой смеси и снижаются газовыделения из стержней во время их доотверждения вне оснастки;

объем удаляемой от стержневой машины газовой смеси снижается в 300—400 раз, а концентрация вредных компонентов (фенол, формальдегид, фуриловый спирт и т.д) повышается примерно на два порядка, что позволяет применять технически простые и компактные системы нейтрализации, требующие незначительных капитальных и эксплуатационных затрат;

улучшаются технологические параметры изготовления стержней.

Вакуумирование стержней во время их отверждения в оснастке осуществляется с помощью дренажной системы (венты, каналы), которая соединяется с вакуумным насосом. Однако при отборе газовыделений от стержня по разьему матриц постоянно происходит подсос атмосферного воздуха внутрь стержневого ящика. В лаборатории ОНИЛОГаз на стержневом полуавтомате мод. 4735 было исследовано влияние интенсивности подсоса атмосферного воздуха через оснастку на прочность отверждаемых стержней. Наибольший прирост прочности при фенолформальдегидных связующих достигал 25—35 % при ско-

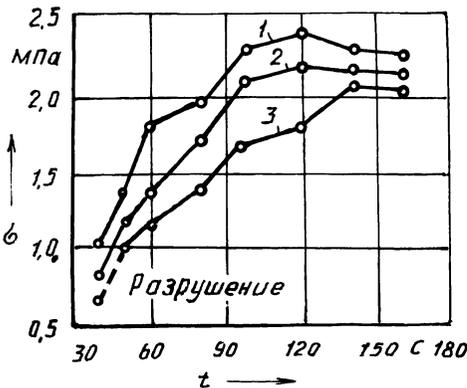
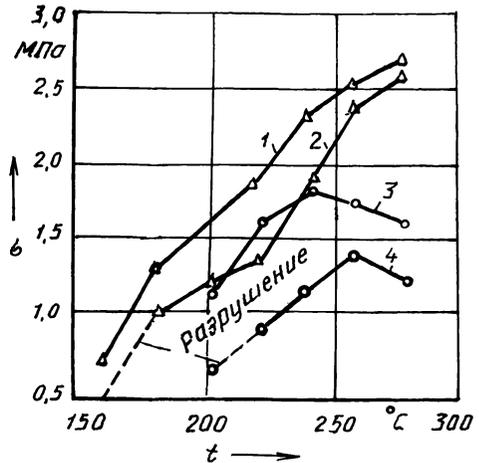


Рис. 1. Зависимость прочности стержней от продолжительности их отверждения в вакуумируемой оснастке: 1 — скорость отбора воздуха при вакуумировании 3 м³/ч; 2 — 2 м³/ч; 3 — без вакуумирования; связующее — 20 %-й раствор мочевины в фенолоспирте — 3 %

Рис. 2. Влияние параметров вакуумирования стержней в оснастке на их прочность:

1, 3 — скорость отбора воздуха при вакуумировании $3 \text{ м}^3/\text{ч}$; 2, 4 — без вакуумирования; ○ — продолжительность отверждения 60 с; ▲ — 120 с; связующее — 20 %-й раствор мочевины в фенолоспирте



рости отбора газозвушной смеси $2-4 \text{ м}^3/\text{ч}$ и разрежении в системе вакуумирования $0,03-0,06 \text{ МПа}$. Дальнейшие исследования показали, что такая закономерность сохраняется в широком временном (рис. 1) и температурном (рис. 2) интервалах. Это позволяет без снижения прочности стержней уменьшить продолжительность их отверждения на $20-40 \%$ или снизить температуру оснастки на $40-50^\circ \text{C}$.

Прирост прочности у вакуумированных стержней практически отсутствует лишь тогда, когда за счет теплопередачи реакция полимеризации успевает пройти во всем объеме отверждаемой смеси, что наблюдается при большой продолжительности отверждения и высокой температуре оснастки (см. рис. 2). При малом времени отверждения и невысокой температуре оснастки, когда стержень во время съема разрушается, удается получить стержни с прочностью $0,7-1,1 \text{ МПа}$ благодаря прососу воздуха, успевающего нагреваться до температуры оснастки.

Результаты исследований позволят определить критерии для проектирования опытно-промышленных систем локализации.

Технологический эффект от внедрения систем вакуумирования стержней с аппаратами нейтрализации составит $6-10$ тыс. руб. на один стержневой полуавтомат, при этом значительно улучшатся санитарно-гигиенические условия труда в литейных цехах, а также предотвратится выброс вредных веществ в атмосферу промышленных центров.

УДК 621.745.57

О.А.БЕЛЫЙ, В.И.ГЛУХОВСКИЙ,
А.И.СКРЫГАН

МЕХАНИЗМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ГАЗОВОГО ПОТОКА И ОРОШАЮЩЕЙ ЖИДКОСТИ В ПЫЛЕУЛОВИТЕЛЕ

При теоретическом описании захвата частиц пыли жидкостью и тепломасообмена в мокром пылеуловителе важную роль играет процесс движения капли. После выхода из распыливающего устройства капли жидкости начина-

ют двигаться с переменной скоростью, которая в зависимости от действующих на них сил и их направления уменьшается или увеличивается.

В общем виде дифференциальное уравнение движения капли записывается следующим образом:

$$m_{\kappa} = \frac{dv_{\kappa}}{d\tau} = \Sigma F, \quad (1)$$

где m_{κ} — масса капли: $m_{\kappa} = \frac{\pi D_{\kappa}^3}{6} \rho_{\kappa}$; D_{κ} — диаметр капли; ρ_{κ} — плотность капли; ΣF — сумма действующих на каплю сил.

Для реального отражения рассматриваемого процесса в выражение ΣF вводятся те силы, которые являются определяющими. В условиях мокрого пылеуловителя основной вклад в общий баланс сил вносят силы тяжести и сопротивления газовой среды. Под действием этих сил происходит изменение скорости капель. В процессе их движения абсолютные значения сил сопротивления и тяжести выравниваются. С этого момента ускорение капель относительно газовой среды становится равным нулю, и на оставшемся участке движения происходит с постоянной скоростью (скоростью витания).

Рассмотрим закономерности неустановившегося движения капли в условиях противотока.

Предполагая, что скорость капли зависит только от ее геометрических размеров и теплофизических параметров газового потока, при выводе уравнения движения примем следующие допущения: 1) капля имеет форму шара; 2) газовый поток движется с постоянной скоростью; 3) процессы циркуляционного течения в капле отсутствуют.

После соответствующих преобразований с учетом отмеченных допущений дифференциальное уравнение (1) движения капли примет вид

$$\frac{dV_{\kappa}}{d\tau} = 9,81 - K(W_{\Gamma} + V_{\kappa})^{1,16}, \quad (2)$$

где K — коэффициент, характеризующий интенсивность изменения абсолютной скорости капли: $K = \frac{20,25\nu_{\Gamma}^{0,84} \rho_{\Gamma}}{D_{\kappa}^{1,84} \rho_{\kappa}}$; ν_{Γ} — кинематический коэффициент вязкости; ρ_{Γ} — плотность газа; W_{Γ} — относительная скорость движения газа.

Очевидно, что данное дифференциальное уравнение не может быть решено аналитически через элементарные функции. Поэтому для его решения применялись численные методы расчета на ЭВМ. Расчет уравнения (2) производился методом Рунге—Кутты четвертого порядка. Табличные данные теплофизических параметров газового потока представлены в виде линейных зависимостей.

Результаты расчета показали, что определяющими параметрами процесса движения капли в период неустановившегося движения являются ее диаметр, температура и начальная скорость, а также температура газового потока. Для оценки относительной силы их влияния и направления действия был проведен полный факторный план 2^4 . В табл. 1 приведены характерные для условий мокрого пылеуловителя начальные параметры процесса движения.

Табл. 1. Уровни независимых переменных

Независимые переменные	$X_1 (D_{\kappa}, \text{м})$	$X_2 (T_{\kappa}, \text{К})$	$X_3 (T_{\Gamma}, \text{К})$	$X_4 (v_{\kappa}, \text{м/с})$
Основной уровень	$8,5 \cdot 10^{-4}$	332,5	798	10,05
Интервалы варьирования (ΔX_i)	$3,5 \cdot 10^{-4}$	21,5	475	9,95
Верхний уровень ($X_i = 1$)	$1,2 \cdot 10^{-3}$	354	323	20
Нижний уровень ($X_i = -1$)	$5 \cdot 10^{-4}$	311	1273	0,1

В качестве зависимой переменной использовалась длина участка неустановившегося движения.

После реализации полного факторного плана 2^4 и проверки статической значимости коэффициентов было получено следующее уравнение регрессии в кодовом масштабе:

$$Y = 34,93 + 30,31X_1 - 1,305X_2 - 10,53X_3 + 9,91X_4. \quad (3)$$

Гипотеза об адекватности модели проверялась с помощью критерия Фишера. При анализе полученной модели было отмечено, что направление и сила влияния изученных факторов характерны только для выбранных в работе интервалов. В этих интервалах увеличение диаметра и начальной скорости капли способствует увеличению длины неустановившегося участка ее движения. Так, скорость капли диаметром $1,2 \cdot 10^{-3}$ м имеет по всей высоте пылеуловителя переменное значение. Длина неустановившегося участка движения капли при температуре газа 1253 К составляет 58,2 м. При движении капли в зоне высоких температур более быстро наступает период установившегося движения.

Таким образом, результаты расчета на ЭВМ динамики движения капли позволили определить основные параметры, определяющие этот процесс.

УДК 621.745.57

О.А.БЕЛЫЙ, В.А.ДЕДОВЕЦ,
А.М.КОРОЛЕВА, В.В.ХОДИН

ОЧИСТКА ВЫБРОСОВ ИЗ ПЕЧЕЙ ДЛЯ ПЛАВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

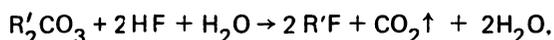
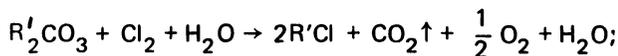
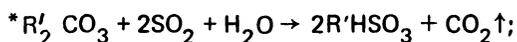
Повышение качества алюминиевого литья неразрывно связано с совершенствованием технологических процессов обработки расплавов, которые, как правило, сопровождаются увеличением выделений токсичных пылегазовых выбросов. Применяющиеся в настоящее время системы для очистки этих газов энергоемки, требуют больших материальных и людских ресурсов, что в значительной мере сказывается на себестоимости производимого литья.

Разработанная лабораторией ОНИЛОгаз система газоочистки с ионообмен-

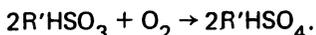
ным волокнистым фильтром в качестве финишной ступени отличается высокой эффективностью, обладает низким аэродинамическим сопротивлением (до 1,8 кПа), имеет замкнутую систему водоснабжения.

Увлажненный и очищенный от пыли на первой ступени очистки газовый поток поступает в четырехсекционный ионообменный фильтр, в котором очищается от вредных газовых компонентов сорбцией на волокнистом сильно-основном ионите, полученном на основе полипропилена и привитого сополимера стирола и дивинилбензола.

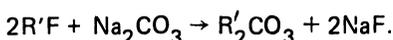
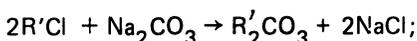
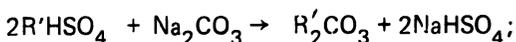
Сорбция осуществляется по реакциям:



В процессе сорбции SO_2 в фазе ионита имеет место окисление гидросульфат-ионов:



Регенерация ионита от сорбированных ионов производится водным 3%-м раствором Na_2CO_3 по реакциям обмена:



Регенерационный раствор используется многократно, при этом укрепляется новыми порциями соды. Утилизация регенерата производится за счет обработки его илом, образующимся при производстве ацетилен из карбида каль-

Табл. 1. Характеристика системы пылегазоочистки

Основные параметры	На входе в систему	На выходе из системы
Производительность системы, м ³ /ч	33 000	35 000
Скорость фильтрации выбросов, м/с	0,1	0,1
Средняя запыленность, мг/м ³	56,6	0,6
Суммарная концентрация вредных газов (диоксид серы, хлор), мг/м ³	До 500	0,05
Температура очищаемых газов, °С	35...40	20
Эффективность очистки, %		99

* R' — матрица анионита.

ция, или известковым молоком. При этом появляются нерастворимые соединения, выпадающие в осадок.

Обработанный известью регенерат к дальнейшему использованию для регенерации ионита не пригоден из-за содержания в нем солей кальция и магния, которые могут образовывать на волокнах ионита нерастворимую корочку.

Система пылегазоочистки (табл. 1) работает в автоматическом режиме и обслуживается одним оператором. Она внедрена в цехе алюминиевого литья Минского моторного завода.

УДК 621.74; 669.13-196

В.М.МИХАЙЛОВСКИЙ, В.М.КОРОЛЕВ,
В.Л.ЕЛСУКОВ

УДАРОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ ПОЛОЖИТЕЛЬНЫХ И ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Производство высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) с повышенной вязкостью разрушения в широком интервале температур (+20...–60 °С) связано с решением ряда технологических задач. Наряду с подбором плавильного агрегата, шихтовых материалов решающее значение имеет выбор дополнительной печной и внепечной рафинирующей обработки, состава модификатора и способов сфероидизирующего модифицирования.

В работе исследовалось сравнительное влияние лигатур Ni–Mg–PЗМ (ТУ 48-21-5013–76) и ФСМг7 (ТУ 14-5-134–86), способов их ввода в чугун на эффективность процесса модифицирования и ударостойкость высокопрочного ЧШГ при положительной и отрицательной температурах испытаний. Плавки проводились в индукционной тигельной печи с применением технического чугуна, содержащего в процентах по массе: С – 3,5; Si – 1,7; Mn – 0,3; P – 0,02; S – 0,015. Модифицирование осуществлялось двумя способами – в ковше вместимостью 50 кг и в реакционной камере литейной формы. Содержание кремния в исходном расплаве выбиралось таким, чтобы в конечном составе чугуна его концентрация находилась в пределах 2,4–2,6 %. Из полученного сплава отливались клиновидные пробы (ГОСТ 7293–85), из которых после проведения двухстадийного ферритизирующего отжига изготавливались образцы для испытаний на ударный изгиб.

Результаты испытаний (рис. 1) свидетельствуют, что при внутриформенной обработке расплава лигатурой ФСМг7 обеспечивается максимум KC . Значение KC при +20 °С составляет 1750 кДж/м², при –60 °С – 1110 кДж/м². Лигатура ФСМг7 имеет относительно невысокую температуру плавления и хорошую растворимость в чугуне. Внутриформенное модифицирование позволяет предотвратить окисление магния и образование плен, которые оказывают существенное влияние на формирование “черных пятен” [1]. Кроме того, интенсификация процесса модифицирования при внутриформенной обработке усиливает графитизацию ЧШГ, обеспечивает высокую степень сфероидизации и равномерное распределение включений графита. Так, при модифи-

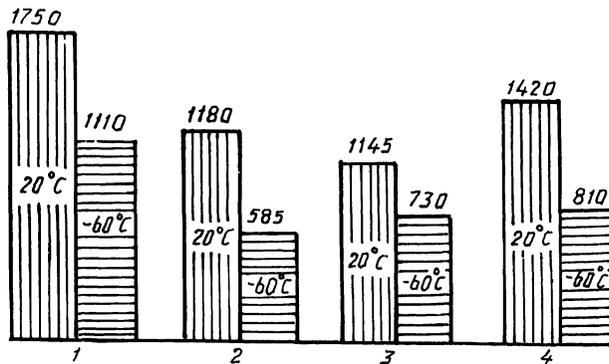


Рис. 1. Влияние способа модифицирования и вида модификатора на хладостойкость ВЧШГ 1 — модифицирование в форме лигатурой ФСМг7; 2 — лигатурой Ni—Mg; 3 — модифицирование в ковше лигатурой ФСМг7; 4 — лигатурой Ni—Mg

цировании в форме количество включений графита на 1 мм^2 площади шлифа составляет 390–420 штук, при ковшовой обработке — до 270 штук. Из рис. 2 видно, что при внутриформенном модифицировании лигатурой ФСМг7 графитные включения отличаются наименьшей полидисперсностью в сравнении с ковшовой обработкой, что также положительно сказывается на вязкости разрушения ЧШГ.

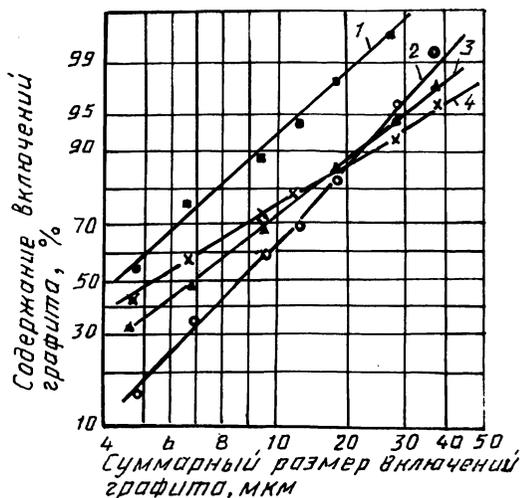
Как показал анализ диаграмм ударного разрушения высокопрочного ЧШГ, полученного внутриформенной обработкой с помощью лигатуры ФСМг7, указанный процесс характеризуется значительной пластической деформацией. При снижении температуры испытаний до -60°C деформация несколько снижается, однако растет усилие, при котором происходит зарождение трещины.

Использование лигатуры ФСМг7 для ковшового модифицирования ведет к увеличению ее расхода в 2 раза в связи с повышенным окислением и угаром магния. При этом процесс сопровождается значительным пирозффектом. Значения КС снижаются в 1,3 раза при $+20^\circ \text{C}$ и в 1,2 раза при -60°C (см. рис. 1).

Результаты исследований по обработке расплава чугуна Ni—Mg—PЗМ-содержащей лигатурой при внутриформенном и ковшовом способах модифицирования свидетельствуют о более высокой эффективности последнего. При сравнительно одинаковой степени усвоения модификатора в данном случае решающую роль оказывает возможность удаления продуктов реакции взаимодействия модификатора с расплавом чугуна. Модифицирование Ni—Mg—PЗМ-содержащей лигатурой внутри формы не обеспечивает полного улавливания литниковой системой неметаллических включений, и значительная их часть попадает в отливку, что в сильной степени сказывается на снижении ударной вязкости сплава, особенно при отрицательной температуре испытаний. Ударная вязкость ВЧШГ, полученного модифицированием Ni—Mg—PЗМ-содержащей лигатурой в форме, при -60°C составляет 585 кДж/м^2 . При внутриформенной обработке лигатурой Ni—Mg—PЗМ значительно уменьшается графитизация сплава. Так, количество включений графита на 1 мм^2 площади шлифа составляет 100–120 штук. Наряду с этим ухудшается их форма.

Рис. 2. Распределение по размерам графитных включений ЧШГ в зависимости от способа модифицирования и вида модификатора:

1 — модифицирование в форме лигатурой Ni—Mg; 2 — лигатурой FeMn7; 3 — модифицирование в ковше лигатурой FeMn7; 4 — лигатурой Ni—Mg



Таким образом, выбор процесса модифицирования для получения ЧШГ с повышенной ударной вязкостью определяется, с одной стороны, обеспечением полноты усвоения модификатора расплавом, с другой, созданием условий для удаления продуктов взаимодействия модификатора с компонентами сплава. При внутриформенном модифицировании может выполняться только первое условие, при ковшовой обработке в зависимости от состава модификатора — второе (легкие лигатуры) или оба (тяжелые легкоусваиваемые лигатуры).

ЛИТЕРАТУРА

1. К оценке влияния некоторых примесей на качество отливок из высокопрочного чугуна / В.М.Королев и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1987. — № 11. — С. 101—104.

УДК 621.745.55:669.131.6

А.В.РОЗУМ, А.И.САРОКА,
А.Н.ЩЕБРОВ

ФИЛЬТРАЦИЯ ЧУГУНОВ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОТКРЫТОЯЧЕИСТОЙ ПЕНОКЕРАМИКИ

Одной из основных функций литниковой системы в процессе внутриформенного модифицирования чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) является предотвращение попадания в полость отливки шлаковых продуктов взаимодействия жидкого чугуна с модификатором. Несмотря на применение тормозящих литниковых систем, как показали исследования [1], эффективного улавливания продуктов реакции не наблюдается. Не решается полностью проблема очистки расплава чугуна и при использовании широко применяемых

в литейном производстве шлакоулавливающих элементов типа инерционного и центробежного шлакоуловителя. Вместе с тем применение таких металлоемких шлакоулавливающих элементов сокращает полезную площадь модельной оснастки и существенно влияет на снижение выхода годного литья. Поэтому большой интерес представляет использование для очистки чугунов фильтрующих элементов литниковой системы на основе пенокерамики, технология получения которой разработана авторами совместно со специалистами Белорусского республиканского научно-производственного объединения порошковой металлургии.

Исследовалась эффективность очистки расплава чугуна от неметаллических включений и побочных продуктов его взаимодействия с модифицирующими присадками. Исходный чугун, выплавляемый в высокочастотной индукционной печи вместимостью 50 кг, имел следующий химический состав (в процентах по массе): С — 3,7; Si — 2,1; Mn — 0,58; Cr — 0,056; P — 0,08 и S — 0,0306. В качестве модификатора использовалась широко применяемая для производства чугуна с шаровидным графитом железокремний-магниева лигатура ФСМг7 (ТУ 14-5-134—86). Эффективность очистки ВЧШГ от неметаллических включений оценивалась при использовании двух технологий его получения, включающих внутриформенное и ковшовое модифицирование. Фильтрующим элементом служили открытоячеистые пенокерамические фильтры размерами 50 x 50 x 22 мм, которые устанавливались в литниковую систему непосредственно перед входным питателем, соединяющим ее с предназначенной для заливки специальной формой. Конструкция формы обеспечивала в процессе заливки последовательное разделение расплава на три порции. В форме размещались шесть вертикально расположенных ступенчатых плит высотой 180 мм с толщиной стенки 10, 30 или 50 мм.

Полученные результаты, представленные в табл. 1, показывают, что как

Табл. 1. Влияние метода фильтрации на качество ЧШГ

Способ обработки ЧШГ	Метод фильтрации ЧШГ	Высота образца, мм	Концентрация серы в различных сечениях образцов, %		
			Толщина образца, мм		
			10	30	50
Внутриформенное модифицирование	Традиционный	0	0,024	0,023	0,022
		90	0,025	0,024	0,024
		180	0,026	0,030	0,031
	С помощью открытоячеистой пенокерамики	0	0,17	0,019	0,020
		90	0,017	0,019	0,02
		180	0,018	0,019	0,021
Ковшовое модифицирование	Традиционный	0	0,023	0,021	0,021
		90	0,021	0,021	0,021
		180	0,021	0,025	0,026
	С помощью открытоячеистой пенокерамики	0	0,016	0,016	0,014
		90	0,16	0,016	0,015
		180	0,018	0,017	0,016

при ковшовом, так и при внутрiformенном модифицировании ЧШГ применение в качестве фильтрующего элемента открытоячейистой пенoкeрaмикки пoзвoляет знaчительнo пoвыситъ стeпeнь чистоты расплава пo сульфидным включениям пo сравнению с традиционным способом очистки при помощи центробежного шлакоуловителя. Эффект рафинирования при прохождении расплава чугуна через объемный пенoкeрaмический фильтр достигается за счет многократного изменения скорости и направления его движения. В результате более легкие шлаковые включения и примеси всплывают на поверхность расплава, что способствует их задержанию фильтрующим материалом. Вредное влияние сульфидных включений сказывается в большей степени при производстве толстостенных отливок. Так, при традиционном методе очистки расплава в отливке с толщиной стенки 10 мм наблюдается достаточно равномерное распределение серы по высоте образцов, однако при толщине стенки 50 мм в ее верхней части обнаруживается значительное скопление сульфидов, что существенно снижает качество литья. С применением открытоячейистой пенoкeрaмикки вследствие более эффективной тонкой фильтрации расплава чугуна снижается средний уровень содержания серы и выравнивается ее распределение по высоте отливок, тем самым предотвращается появление дефектов типа "черные пятна".

Проведенные исследования показали, что использование в качестве фильтрующих элементов открытоячейистой пенoкeрaмикки пoзвoляет не только уменьшить металлоемкость литниковой системы, но и обеспечить более высокое качество чугуна с шаровидным графитом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шапранов И.А., Гетьман А.А. О литниковых системах для отливок из магниевого чугуна // Литейное пр-во. — 1961. — № 2. — С. 13—16.

УДК 621.745.55:669.131.6

**И.В.ХОРОШКО, И.А.ХРАМЧЕНКОВ,
В.А.ШЕЙНЕРТ**

КАЧЕСТВО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТАВА МАГНИЙСОДЕРЖАЩИХ МОДИФИКАТОРОВ*

Для получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) методом внутрiformенного модифицирования применяются комплексные модификаторы типа ФСМг7 (ТУ 14-5-134—86), а также различные механические смеси, содержащие магний [1—3]. Так, на Купянском литейном заводе используется метод внутрiformенного модифицирования ЧШГ, основанный на применении в качестве реагента механической смеси 75 %-го ферросилиция (ГОСТ 1415—78) с гранулированным магнием МГП-2 (ТУ 48-10-54—78) [2]. Определенный интерес представляет также использование для внутри-

*Работа выполнена под руководством канд. техн. наук С.Н.Лекаха.

форменной обработки расплава смеси никель-магниевого лигатуры (15 % магния) и 75 %-го ферросилиция [3], так как при ее растворении в жидком чугуна образование шлака минимально при высоком коэффициенте усвоения магния.

Исследовалась кинетика растворения различных магнийсодержащих реагентов при внутриформенном модифицировании, выполнялся анализ структуры и свойств получаемого ЧШГ. Кинетика растворения изучалась методом термического зондирования в реакционной камере, а также прерыванием процесса заливки с последующим изучением нерастворившегося остатка.

Установлено, что наиболее характерным параметром, определяющим кинетику растворения насыпного слоя модификатора в реакционной камере, является линейная скорость его растворения. При прочих равных условиях состав модификатора оказывает значительное влияние на линейную скорость растворения насыпного слоя (табл. 1). Фракционный состав используемого в экспериментах модификатора соответствовал рекомендациям [1–3].

Никель-магниевого лигатура, обладающая высокой теплопроводностью, имеет наименьшую скорость растворения насыпного слоя. Ввод в состав смеси 75 %-го ферросилиция ускоряет этот процесс за счет активации процесса пропитки расплавом (на определенную глубину) пограничного слоя модификатора. При этом режим преимущественного послонного растворения переходит в послонно-объемный. Более высокие линейные скорости растворения у лигатуры ФСМг7 и механической смеси гранулированного магния и ФС75.

Полученные экспериментальные данные позволили оптимизировать составы магнийсодержащих модификаторов и разработать методики расчета литниковых систем для внутриформенного модифицирования ЧШГ.

С целью сравнительной оценки качества ЧШГ, полученного при обработке комплексным модификатором ФСМг7, а также смесями с оптимальными составами, выполнена серия экспериментов. Чугун, выплавляемый в высокочастотной индукционной печи, имел следующий исходный химический состав (в процентах по массе): С — 4; Si — 1,6; Mn — 0,58; Cr — 0,036; P — 0,08 и S — 0,025. Полученные результаты, представленные в табл. 2, позволяют оценить качество ЧШГ при использовании различных модификаторов. Наилуч-

Табл. 1. Интенсивность растворения модифицирующей присадки чугуном в зависимости от ее состава

Состав присадки	Температура заливки, К	Фракционный состав, мм	Линейная скорость растворения, мм/с
Лигатура ФСМг7	1673	1...5	2,3
92,5 % ФС75 + 7,5 % NiMg	1673	0,5...2,5	2,9
100 % ФС75	1673	5...10	3,3
50 % ФС75 + 50 % NiMg	1673	5...10	3,1
30 % ФС75 + 70 % NiMg	1673	5...10	3
10 % ФС75 + 90 % NiMg	1673	5...10	1,8
100 % NiMg	1673	5...10	1,5

Табл. 2. Механические свойства ЧШГ при его внутриформенном модифицировании

Состав присадки	σ_B , МПа	δ , %	НВ	КС, кДж/м ²
Лигатура ФСМг7	548	8,1	155	480
92,5 % ФС75 + 7,5 % NiMg	480	7,0	160	350
50 % ФС75 + 50 % NiMg	540	4,8	180	310

шим комплексом прочностных и пластических свойств обладает чугу́н, обработанный лигатурой ФСМг7. У него наиболее благоприятное соотношение прочности, пластичности, ударной вязкости и твердости в литом состоянии. Поэтому чугун с шаровидным графитом, обработанный лигатурой ФСМг7, может быть использован для получения широкой гаммы отливок ответственного назначения. При обработке расплава чугуна механической смесью гранулированного магния и 75 %-го ферросилиция обеспечивается высокая его пластичность, однако при этом значения прочности при растяжении и ударной вязкости более низкие. Использование механической смеси 75 %-го ферросилиция с никель-магниевого лигатурой позволяет достичь высокой прочности полученного чугуна, однако ввиду перлитизации металлической матрицы возрастает твердость и снижаются его пластические свойства.

Проведенные исследования позволили с учетом различных требований, предъявляемых к машиностроительным отливкам, оптимизировать составы модификаторов и режимы внутриформенного модифицирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Внутриформенное модифицирование крупных машиностроительных отливок / Д.Н.Худокормов и др. // Литейное пр-во. — 1986. — № 9. — С. 6–7.
2. Получение отливок из высокопрочного чугуна при модифицировании в форме гранулированным магнием / Л.А.Кремнев-Хазанов и др. // Литейное пр-во. — 1984. — № 5. — С. 11–12.
3. Пестов Е.С., Ковалевич Е.В. Литье поршневых колец дизелей из чугуна с шаровидным графитом модифицированием в форме // Литейное пр-во. — 1982. — № 9. — С. 12–13.

УДК 621.74

В.А.БАХМАТ, А.М.МИХАЛЬЦОВ,
В.А.АЛЕШКО

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК МАГНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА АЛ2 ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Отливки из алюминиевых сплавов, полученные литьем под давлением, обычно не подвергаются закалке из-за опасности вспучивания их поверхностных слоев вследствие расширения газовых пор. Вместе с тем сам процесс литья под давлением по температурно-временным параметрам идентичен закалке из жидкого состояния. Различие состоит в том, что температура закали-

ной среды в начальный момент затвердевания равна температуре пресс-формы и увеличивается до определенного значения в результате теплоотвода от внутренних слоев затвердевающей отливки. Температура отливки в момент извлечения ее из пресс-формы может достигать 300–400 °С. При наличии в составе сплава элементов или соединений, обладающих ограниченной растворимостью, можно получить частично пересыщенный твердый раствор, подвергнув отливку резкому охлаждению.

Наиболее технологичным среди алюминиевых сплавов, используемых при литье под давлением, является сплав АЛ2. Однако он не воспринимает упрочняющей термообработки. Исходя из этого его модифицировали добавками магния от 0,1 до 0,9 %. Образцы для механических испытаний изготавливали на машине для литья под давлением мод. 71107. Время выдержки образцов в пресс-форме составляло 4 с, после чего они выталкивались в емкость с водой. Половина изготовленных образцов подвергалась затем искусственному старению при температуре 200 °С в течение 4 ч. Параллельно изготавливались кокильные образцы для механических испытаний, которые затем проходили термообработку по режиму Т6.

Результаты механических испытаний образцов, полученных литьем под давлением (ЛПД) и в кокиль, приведены в табл. 1 и 2.

Как видно, с увеличением добавки магния прочность отливок, полученных литьем под давлением с последующими подкалкой и старением, существенно возрастает при одновременном снижении их пластичности (см. табл. 1). Установлено также, что добавки магния в указанных пределах способствуют

Табл. 1. Влияние добавок магния на механические свойства сплава АЛ2 (ЛПД + подкалка + старение)

Добавка Mg, %	σ_B , МПа	δ , %
—	193,4	1,25
0,1	195,2	1,24
0,3	216,5	0,67
0,5	228,6	0,61
0,9	233	0,49

Табл. 2. Влияние добавок магния на механические свойства сплава АЛ2 (литье в кокиль + Т6)

Добавка Mg, %	σ_B , МПа	δ , %
—	196,1	16,2
0,1	232,4	13,1
0,3	329,6	6,4
0,5	344,1	4,8
0,9	336,7	2,7

повышению прочности отливок и при одной подкалке без старения, однако в меньшей степени, чем после старения. Так, прирост прочности отливок при подкалке без старения с увеличением добавок магния до 0,9 % не превышает 13 %, а в сочетании со старением достигает 20 %.

Прочность кокильных образцов, прошедших термообработку по режиму Т6, возрастает с увеличением добавок магния до 0,5 %. Дальнейший рост добавок магния до 0,9 % не приводит к повышению прочности сплава АЛ2. При оптимальной добавке прирост прочности сплава по отношению к исходному составляет 70–75 %. Следовательно, уровень свойств, заложенных в сплаве АЛ2 с добавками магния, при литье под давлением с последующими подкалкой и старением достигается лишь частично. Это объясняется особенностями процесса литья под давлением. При высоких скоростях заполнения полости формы сплавом происходит его разбрызгивание и интенсивное окисление за счет резкого увеличения площади контакта жидкого сплава с воздухом. В результате в теле отливки образуется множество окисных плен, спаев, газовых включений, которые существенно снижают прочность сплава.

Таким образом, для повышения прочности отливок из сплава АЛ2 целесообразно модифицирование его магнием (0,5–0,6 %) в сочетании с подкалкой и старением. Прочность образцов, изготовленных по указанной схеме, повышается примерно на 20 %.

УДК 621.74.047

**А.Н.КРУТИЛИН, В.А.ГРИНБЕРГ,
Г.И.СТОЛЯРОВА, В.И.ТУТОВ**

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ ЧУГУНА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

При вертикальном непрерывном литье чугуна в кристаллизаторе образуется затвердевшая корка, характеризующаяся сложным напряженно-деформированным состоянием. Для расчета напряжений, действующих в ней, необходимо знать ряд физико-механических характеристик чугуна при температурах, близких к температуре кристаллизации, в том числе и коэффициент его термического расширения. В литературе имеются сведения о коэффициенте термического расширения чугуна до температур 700–800 °С.

Измерение коэффициента термического расширения проводили на dilatометре "Netzsch Gerätebau GmbH" (ФРГ). Прибор позволяет производить непрерывную регистрацию термического изменения длины исследуемого образца в автоматическом режиме. В связи с тем что регистрируемое удлинение состоит из изменений размеров образца, частей чувствительного элемента, а также системы держателей, которые находятся в горячей зоне печи, для определения истинного изменения длины образца необходимо было провести его калибровку в сравнении со стандартным образцом с известными свойствами. В качестве стандартных образцов использовали кварц и Vacromium. Калибровку проводили при одинаковых условиях измерения исследуемых и

стандартных образцов. При проведении исследований использовали ступенчатый режим их нагревания: подъем температуры до 900, 1000 и 1100 °С со скоростью 10 °С/мин с выдержкой при этих температурах в течение 30 мин. Такой выбор режима нагревания обусловлен тем, что при температурах, близких к температуре кристаллизации, в чугунах происходит не только процесс теплового расширения, но и графитообразования. Охлаждение чугуна сопровождается ростом графита. Кроме того, данный режим нагревания позволил значительно сократить продолжительность испытаний, повысить точность измерения. При температурной выдержке на дилатограмме хорошо видно, происходит ли в испытываемом образце полиморфное превращение.

Расшифровку показаний дилатометра производили следующим образом. На первом этапе вычисляли погрешность измерения путем сравнения относительного удлинения стандартного образца с табличными данными. Полученное значение суммировали с номинальным, считываемым с дилатограммы исследуемого образца. По полученной сумме рассчитывали коэффициент термического расширения. Испытания проводили в вакууме $(3-8) \cdot 10^{-5}$ МПа. Образцы диаметром 6 мм и длиной 25 мм вырезали из поверхностного слоя заготовок, отлитых непрерывным способом.

Исследовали коэффициент термического расширения серого чугуна и антифрикционного АЧС-2 с различным химическим составом. Содержание элементов в чугунах изменяли в интервале (процент по массе): С — 2,9—3,7; Si — 1,5—2,3; Mn — 0,1—0,6; Cr — 0,1—0,7; Ni — 0,1—0,6; Cu — 0,1—0,5; Ti — 0,02—0,1; P — 0,08—0,33; S — 0,05—0,06. При анализе полученных экспериментальных данных влияние изменения химического состава в исследованных пределах на коэффициент термического расширения не установлено. Значение коэффициента термического расширения в диапазоне температур 20—800 °С составляло $(11,7-16,4) \cdot 10^{-5}$ 1/град; 20—900 °С — 13—17,2 1/град; 20—1000 °С — 14—18,2 1/град.

Анализ дилатограмм образцов с различным химическим составом позволил установить, что при содержании P до 0,1 % относительное удлинение образца монотонно растет в диапазоне температур 800—1100 °С. В то же время на дилатограммах всех образцов с содержанием фосфора более 0,3 % имеет место резкое снижение коэффициента термического расширения после достижения температуры 1075—1085 °С.

Первоначально была выдвинута гипотеза, что это явление связано с полиморфным превращением (растворением графита в фосфидной эвтектике или растворением самой фосфидной эвтектики в аустените). Однако испытания, проведенные на чистых Fe—C—P сплавах с различным содержанием фосфора, показали, что изменение удлинения образцов не пропорционально содержанию фосфора, а происходит скачкообразно по достижении его концентрации 0,3 %. Наиболее вероятной причиной скачкообразного изменения коэффициента термического расширения можно считать эффект перераспределения фосфидной эвтектики в объеме образца или выход эвтектики через междендритные пространства на поверхность образца.

Для расчета коэффициента термического расширения в интервале температур, соответствующем их перепаду по толщине затвердевшей корки, использовали формулу

$$a_{T_1-T_2} = \frac{a_{T_2-T_0} (T_2 - T_0) - a_{T_1-T_0} (T_1 - T_0)}{[1 + a_{T_1-T_0} (T_1 - T_0)] (T_2 - T_1)}, \quad (1)$$

где T_1 и T_2 — температура соответственно на наружной и внутренней поверхностях затвердевшей корки; $a_{T_1-T_0}$ и $a_{T_2-T_0}$ — усредненные значения

коэффициента термического расширения при этих температурах.

Рассчитанный по формуле (1) коэффициент термического расширения ($a_{1000-1100} = 26,8$ 1/град) $^{\circ}\text{C}$ был использован для определения термических напряжений, возникающих в затвердевшей корке вследствие перепада температур по толщине.

УДК 621.746

И.В.ЗЕМСКОВ, В.И.ТУТОВ,
В.Д.ТУЛЬЕВ, И.К.ФИЛАНОВИЧ

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА НАРУЖНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Качество наружной поверхности непрерывнолитых заготовок из чугуна является одним из основных факторов, способствующих ограничению снижения припусков на их механическую обработку. Ликвидация таких дефектов, как газовые раковины, неспаи, развороты затвердевающей корочки, задиры, позволит снизить материалоемкость заготовок, сократить отходы металла в стружку. Для этого исследовали влияние конструктивных элементов и профиля рабочей втулки кристаллизатора, смазочных материалов и вибрации на качество наружной поверхности непрерывнолитых заготовок из чугуна. Заготовки получали на лабораторной установке вертикального непрерывного литья путем заливки жидкого расплава в металлический водоохлаждаемый кристаллизатор. При этом использовали рабочие втулки с гладкой цилиндрической поверхностью с прямой и обратной конусностью, с вертикальными технологическими канавками, ряд смазочных материалов, вибрации различной направленности.

Эксперименты показали, что рабочая втулка должна иметь прямой конус с углом наклона образующей $8-10^\circ$. При меньших углах наклона или при отсутствии конусности вследствие предсудачного расширения чугуна происходит заклинивание затвердевающей заготовки, разворот корочки металла, нарушение ее сплошности. Увеличение конусности приводит к значительному снижению скорости извлечения заготовки, что связано с уменьшением интенсивности теплоотвода за счет увеличения газового зазора между втулкой и заготовкой.

Значительному уменьшению коэффициента трения между рабочей втулкой и заготовкой способствует применение растительных масел и суспензий

графита в минеральных маслах. Наилучшие результаты (отсутствие задигов и следов прилипания металла заготовки к стенкам рабочей втулки) дает применение суспензии графита в индустриальном масле.

Использование гладкой рабочей втулки приводит к получению овальности поперечного сечения заготовки в результате неравномерного прилегания затвердевающей корочки металла к стенке рабочей втулки. Это нарушает равномерность затвердевания заготовки по ее сечению. Кроме того, затрудняется отвод газов, получившихся в результате сгорания смазочного материала. Избежать этого позволяют вертикальные технологические канавки треугольного профиля (с углом при вершине $75-80^\circ$, глубиной 1–1,2 мм, с шагом 15–20 мм) по периметру рабочей поверхности втулки. При заливке чугун заполняет канавки не на всю глубину, оставляя канал, через который выходят газы. Металл, затвердевший в канавках, играет роль ребер, увеличивающих жесткость образующейся корочки и препятствующих местному отклонению заготовки от рабочей втулки.

Качество наружной поверхности непрерывнолитых заготовок можно улучшить за счет применения вибрации. Установлено, что для получения качественной поверхности необходимо соблюдать последовательность наложения колебаний. В начальный период процесса заливки, когда затравка находится в кристаллизаторе и не движется относительно него, захваты, задиры и прорывы корки ликвидируются за счет поперечных колебаний, т.е. последние должны быть перпендикулярны к оси кристаллизатора. В дальнейшем, когда стационарно залитая часть заготовки выйдет из кристаллизатора, необходимо изменять направления колебаний на продольные, препятствующие развороту корочки, ее прилипанию в процессе движения. Для изменения направления колебаний разработана конструктивная схема поворотного пневматического вибратора.

Приведенные методы повышения качества непрерывнолитых заготовок прошли опробование в лабораторных условиях и внедрены на ряде промышленных предприятий страны.

УДК 669.018.28

**А.М.ГАЛУШКО, М.И.СТРИЖЕНКОВ,
В.М.БЕСЕДИН**

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПЛАВА АК5М4 В МАШИНОСТРОЕНИИ

Отечественный опыт работы с алюминиевыми сплавами из вторичного сырья показал возможность широкого применения их для изготовления фасонных отливок. Согласно новой редакции ГОСТ 1583–73, в настоящее время насчитывается 13 наименований вторичных сплавов, причем 3 из них введены впервые, а у 7 марок изменен химический состав. Анализ стоимости, химического сплава и свойств сплавов показывает, что наиболее перспективным и экономичным является сплав АК5М4, который предлагается разработчиками как унифицированный медистый силумин.

В связи с этим была проведена сравнительная оценка свойств сплавов АК5М2, АК5М4 и АК5М7 в литом состоянии с учетом технологии их приготовления, т.е. варианта обработки расплава. Были исследованы механические свойства сплавов АК5М7 и АК5М4 по ГОСТ 2685—75, их ударная вязкость (КС), жидкотекучесть (λ) по U-образной пробе с калиброванным питателем, формозаполняемость ($\Phi 3$) по пробе Энглера-Элленброка, удельное электросопротивление (ρ) и жаропрочность (σ_{100}^{300}). Полученные результаты сведены в табл. 1.

По комплексу изученных свойств сплав АК5М4 не уступает двум другим независимо от вариантов обработки расплава. Достаточно высокий уровень его свойств объясняется наличием таких легирующих элементов, как марганец, титан, цинк и никель при усредненном содержании меди. Оптимальным вариантом следует признать обработку расплава 0,8 % флюса и 0,05 % серы. Сера вводится в расплав с целью его рафинирования за счет низкой температуры кипения (около 450 °С), а также для модифицирования железосодержащей фазы, что особенно важно для вторичных сплавов с повышенным содержанием примесей. Более высокая жаропрочность сплава АК5М4 по сравнению с АК5М7 обусловлена присутствием в нем цинка, титана и марганца, легирующих твердый раствор, а также меньшим содержанием меди. Концентрация меди в сплаве определяет содержание фазы CuAl_2 в структуре, так как она является основным продуктом распада твердого раствора. Высокое содержание этой фазы в структуре отрицательно влияет на долговечность деталей, работающих при повышенных температурах [1].

Табл. 1. Механические и технологические свойства медистых силуминов из вторичного сырья

Сплав	Рафинирующая обработка	Механические свойства			Технологические свойства				σ_{100}^{300} МПа
		σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	КС, кДж/м ²	λ , мм	$\Phi 3$, мм	ρ , нОм·м	
АК5М2	—	185	1	900	28,5	245	0,28	58,2	—
	Флюс	204	1,8	860	32,9	280	0,30	61	—
	Флюс + + сера	220	1,7	860	36,2	325	0,38	56,5	—
АК5М4	K_2ZrF_6	218	1,6	870	31,1	280	0,34	63,1	—
	—	198	0,9	950	30,3	225	0,34	59,5	56,4
	Флюс	210	2,1	910	37,2	270	0,37	58,1	50,7
	Флюс + + сера	216	1,8	900	39,4	300	0,43	58,3	59,2
АК5М7	K_2ZrF_6	214	1,6	930	37	275	0,41	61,2	61,8
	—	191	0,7	1010	30	215	0,3	68,1	54,5
	Флюс	205	1	940	33,7	280	0,36	66,2	48,3
	Флюс + + сера	220	1,4	930	35,2	305	0,45	64,3	—
	K_2ZrF_6	221	1,2	940	33,4	285	0,43	66,7	—

Анализ полученных результатов позволяет рекомендовать сплав АК5М4 для изготовления деталей самого разнообразного назначения.

Опытно-промышленное опробование сплава АК5М4 взамен АК5М7 на Минском моторном заводе для отливок различного назначения при использовании существующей технологии приготовления сплава (обработка расплава в разливочном ковше 0,8 % жидкого универсального флюса) и литья, а также последующее испытание отливок на заводах-потребителях показало, что указанный сплав можно использовать в производстве без изменения технологического процесса.

Использование сплава АК5М4 на предприятиях машиностроения взамен АК5М7 позволит за счет меньшей его стоимости получить экономический эффект на 1 т около 30 руб. Кроме того, меньшее содержание меди в сплаве АК5М4 даст предприятиям ВПО "Союзвторцветмет" экономию на 1 т сплава около 40 кг первичной меди.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стрoгaнoв Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. — М., 1985. — 216 с.

УДК 669.715.018:621

Б.М.НЕМЕНЕНОК, Т.В.АРТЮШЕНКО

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ СУРЬМОЙ

Положительное действие сурьмы на структуру первичных силуминов общеизвестно. Она обеспечивает длительный модифицирующий эффект, сохраняющийся в течение нескольких часов даже после многократных переплавов. При этом формируется тонкодифференциальная структура силуминов и улучшаются их физико-механические свойства.

Однако обработка расплава металлической сурьмой вызывает уменьшение плотности литья, и из-за сильной ликвидации сурьмы образуются антимониды алюминия, снижающие прочностные и пластические характеристики сплава. Сурьма не изменяет также форму железосодержащих фаз, что уменьшает эффект модифицирования во вторичных силуминах.

Для расширения области применения сурьмы как модификатора вторичных силуминов целесообразно вводить ее в расплав вместе с серой, оказывающей сфероидизирующее действие на форму железосодержащих фаз при соотношении $Mn : Fe \geq 0,5$. Термодинамический анализ возможных реакций взаимодействия сурьмы с газами (кислородом, водородом, хлором, фтором и серой) показал, что в интервале температур 850–1100 К соединения сурьмы с серой не образуются. Это позволяет осуществлять их совместный ввод в расплав для одновременного модифицирования включений эвтектического кремния и железосодержащей фазы.

С целью упрощения процесса модифицирования силуминов использовали добавки химического соединения Sb_2S_3 . Исследования проводили на вторич-

Табл. 1. Влияние добавок сурьмы и Sb_2S_3 на свойства сплава АК5М2

Обработка сплава	σ_B , МПа	δ , %	$\gamma \cdot 10^3$, кг/м ³	$\rho \cdot 10^{-8}$, Ом·м
Исходный состав	186	1	2,78	6,66
0,05 % Sb	209	1,7	2,775	6,51
0,1 % Sb	212	1,6	2,772	6,43
0,15 % Sb	210	1,4	2,77	6,35
0,3 % Sb	205	1,2	2,76	6,26
0,05 % Sb_2S_3	187	1,4	2,781	6,43
0,1 % Sb_2S_3	209	1,8	2,783	6,29
0,15 % Sb_2S_3	217	2	2,784	6,25
0,2 % Sb_2S_3	218	2,1	2,782	6,17
0,3 % Sb_2S_3	217	2	2,78	6,17

ном сплаве АК5М2 в состоянии поставки по ГОСТ 1583–73. Анализировали его механические свойства, усадку, удельное электросопротивление и формозаполняемость. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Зависимость прочности и пластичности полученного сплава с увеличением добавки сурьмы носит экстремальный характер. Оптимальная концентрация не должна превышать 0,05–0,1 %. В случае ее увеличения механические свойства сплава ухудшаются. Это можно объяснить несколькими причинами. Во-первых, предельная растворимость сурьмы в алюминии при температуре эвтектического превращения составляет 0,05 %. Поэтому при увеличении добавки сурьма как сильно ликвирующий элемент способна образовывать антимониды алюминия, которые, кристаллизуясь в форме пластин, отрицательно влияют на свойства сплава. Во-вторых, сурьма, хотя и незначительно, но снижает плотность сплавов.

В случае обработки сплава АК5М2 Sb_2S_3 его механические свойства улучшаются из-за комплексного воздействия вводимой добавки на его структурные составляющие. При этом устраняются некоторые недостатки, свойственные сплавам, модифицированным сурьмой. Это достаточно убедительно показывают измерения плотности образцов. Можно предположить, что при взаимодействии Sb_2S_3 с расплавом выделяются соединения серы, которые оказывают на него рафинирующее действие. Кроме того, соединения серы благоприятно воздействуют на форму железосодержащей фазы $AlSiFeMn$, изменение которой с разветвленной на компактную улучшает условия питания отливки и обеспечивает получение более плотного литья. Сера является также модификатором и для соединения $AlSb$, поэтому увеличение добавки Sb_2S_3 практически не снижает свойства сплава АК5М2. Более высокая степень рафинирования и модифицирования сплавов подтверждается снижением их удельного электросопротивления, т.е. ростом электропроводности. Анализ формозаполняемости исследуемых сплавов показал, что лучшие результаты достигаются при обработке расплава 0,1–0,2 % Sb_2S_3 . Это позволяет проводить совместную обработку расплава сурьмой и серой при получении отливок из вторичных силуминов.

ХАРАКТЕРИСТИКА ТЕПЛОВЫХ РЕЖИМОВ РАБОЧИХ МЕСТ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

Одним из факторов производственной среды, влияющих на комфортные условия работающих в литейных цехах, является интенсивность теплового облучения. К наиболее характерным для литейного производства можно отнести следующие рабочие места: вагранщика при операциях выпуска чугуна из вагранки и очистки шлакоканала; сталевара при операциях завалки присадок в дуговые печи, скачивания шлака, взятия пробы для химического анализа, замера температуры, выпуска стали в ковш; разливщика при операциях заполнения ковша из копильника, удаления шлака, транспортировки ковша, разливки металла в формы, футеровки ковшей, копильников, печей; стерженщика при изготовлении стержней в нагреваемой оснастке, их сушке в проходных печах, окраске после сушки; формовщика при сушке крупных форм переносными горелками; выбивщика, обрубщика и другие, на которых работающие подвергаются воздействию тепловых излучений.

Исследования, проведенные в литейных цехах различных отраслей промышленности, позволили выявить тепловые режимы на рабочих местах различных участков. Интенсивность теплового потока изменяется в широких пределах от 100 до 9500 Вт/м² (табл. 1), что в основном значительно превышает нормативное значение 348 Вт/м². Работающие подвергаются тепловому воздействию при выполнении многих технологических операций, однако длительность операций при этом различна. Рассмотрим работу заливщика при выполнении одного цикла технологических операций. При заполнении ковша металлом из копильника рабочее место заливщика расположено на расстоянии 0,6–1 м от источника излучения, продолжительность заполнения четырехтонного ковша составляет 2–3 мин. Источник излучения – струя металла из копильника, разогретые стенки ковша и копильника. Интенсивность теплового потока – 2,5–4 кВт/м². Затем заливщик удаляет слой шлака с поверхности металла в ковше. Расстояние до источника излучения – 0,5–0,8 м. Источник излучения – зеркало в ковше. Продолжительность удаления шлака – 0,3–0,5 мин. Интенсивность облучения работающего – 6,5–8,5 кВт/м². После снятия шлака ковш транспортируется к месту разливки металла по формам, а затем обратно. Время транспортировки в один конец – 0,5–1 мин в зависимости от расположения заливаемой формы на участке. Источник излучения – стенки ковша. Интенсивность теплового потока – 1,7–3,2 кВт/м². После транспортировки полного ковша к месту заливки работающий заполняет форму. Металла, содержащегося в ковше, хватает на заливку двух-трех форм вместимостью 1–2 т. Продолжительность заливки из одного ковша составляет 4–6 мин. Источник излучения – разогретые стенки ковша, струя металла и заполненные металлом формы. Интенсивность теплового потока – 7–8,5 кВт/м².

На рис. 1 представлен приближенный характер динамики изменения интенсивности теплового потока на рабочем месте заливщика для одного пол-

**Табл. 1. Интенсивность теплового потока на рабочих местах
в литейных цехах**

Рабочее место или выполняемая работа	Интенсивность теплового потока, кВт/м ²
Рабочее место у топок сушил песка	0,14—1,75
Рабочие места у стержневых машин с нагреваемой оснасткой	0,1—0,8
Рабочее место стерженщика при окраске стержней после сушки	0,28—1,1
Рабочие места у печей для плавки цветных металлов	0,48—0,63 (при закрытых дверках) 1,25—4,2 (при открытых дверках) 1,7—2,8
Работа плавильщика при наполнении ковша и заливке форм цветными металлами	
Рабочее место у машин для литья под давлением	0,14—0,7
Сушка крупных полуформ газовыми переносными горелками (у полуформ)	0,48—1,25
Работа вагранщика на рабочей площадке:	
у летки вагранки	0,35—1,3
при выпуске металла	3,5—6,7
при очистке шлака	2,5—4,7
Рабочее место заливщика:	
при заполнении мелких форм и кокилей	2,4—5,8
у бункера с отливками, выбитыми из кокилей	0,35—1,1
при заполнении крупных форм	5,2—9,5
Рабочее место выбивщика:	
у решеток периодического действия	0,1—0,75
на конвейере	0,2—1,5
Рабочее место по навешиванию выбитых отливок на под- весной конвейер	0,58—1,85
Рабочее место обрубщика	0,2—0,9
Рабочее место крановщика	0—0,45

ного технологического цикла разливки металла в формы из четырехтонного ковша. При использовании для заливки ковшей вместимостью 250—1000 кг продолжительность воздействия теплового потока на работающего уменьшается в 2—3 раза, однако при такой интенсивности теплового потока она составляет 40—60 с, что превышает допустимую величину для организма человека. Известно, что интенсивность потока менее 0,7 кВт/м² не вызывает неприятного ощущения у работающего, если действует в течение нескольких минут, а свыше 3,5 кВт/м² уже через 2 с вызывает жжение [1].

Таким образом, основной причиной высокой интенсивности теплового потока является лучистый поток, который, попадая на различные поверхности, нагревает их, за счет чего температура воздуха в рабочих зонах повышается. Это было особенно заметно при исследовании в течение двух смен параметров микроклимата на рабочих местах многих участков литейных цехов.

Изучение тепловых режимов рабочих мест литейных цехов показало, что средства промышленной теплозащиты практически не используются, особенно на давно эксплуатируемых производствах [2]. Причиной данного обсто-

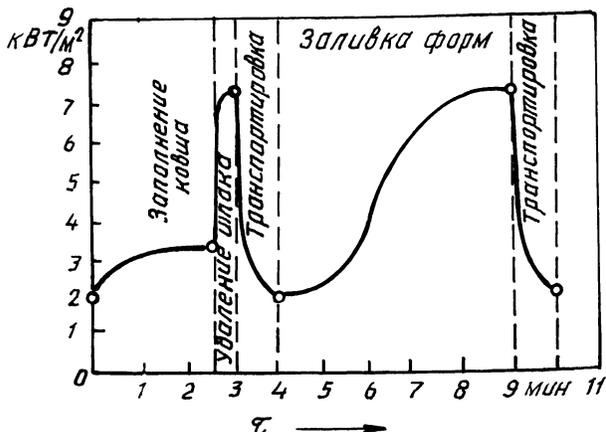


Рис. 1. Динамика изменения интенсивности теплового потока

ятельства является то, что большинство рабочих мест литейных цехов не фиксируется и использование стационарных средств промышленной теплозащиты затруднено. Редко применяются средства индивидуальной теплозащиты: брезентовые куртки, рукавицы, защитные очки, щитки из оргстекла, а также войлочные шляпы.

Поэтому для улучшения тепловых режимов на рабочих местах литейных цехов в случае невозможности удаления обслуживающего персонала из зоны воздействия лучистой теплоты с помощью дистанционных способов управления технологическими процессами или отдельными операциями или с помощью применения экранной защиты самих рабочих мест необходимо широко использовать средства индивидуальной защиты, такие, как куртки, брюки, рукавицы, теплозащитные маски, передники с нашивками из алюминизированной ткани, щитки из оргстекла.

При проектировании и реконструкции литейных цехов необходимо следовать рекомендациям по защите от теплового излучения, которые приводятся в справочнике [3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Глушков Л.А. Защита от перегревов в горячих цехах металлургических заводов. — М., 1963. — 215 с. 2. Бабалов А.Ф., Сарычев Р.А., Михайлов Л.С. Терморadiационные характеристики рабочих мест и общее состояние теплозащиты в литейном производстве // Санитарно-гигиен. и эколог. пробл. в литейном пр-ве: Материалы всесоюз. научно-техн. конф. — М., 1981. — С. 131—139. 3. Бабалов А.Ф., Сарычев Р.А., Михайлов Л.С. Альбом технических средств защиты рабочих мест от тепловых излучений в горячих производствах. — Тбилиси, 1978. — 123 с.

ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ В ДВУХФАЗНОМ ПОТОКЕ ПРИ НАПЫЛЕНИИ

Решение задачи получения деталей напылением порошков связано с оценкой тепловых взаимодействий (плазменная струя — частица) в двухфазном потоке, которые определяют степень проплавления частиц и режим их распыления. При рассмотрении этих условий необходимо прежде всего определить температурное поле системы частица — плазменная струя в течение всего процесса распыления.

Предположим, что частица имеет сферическую форму радиуса $R_ч$, температура по всему ее объему распределяется равномерно и в момент ввода в плазменную струю на срезе сопла плазмотрона составляет T_{01} , а распределение температуры вдоль оси струи плазмы соответствует параболической закономерности, которая имеет вид

$$T_c = T_{o.c} - (T_{o.c} - T_{п.с}) \left(\frac{x}{X_{п.с}} \right)^n, \quad (1)$$

где T_c — температура плазмы в определенном сечении струи; $T_{o.c}$ и $T_{п.с}$ — температура плазмы соответственно на срезе сопла плазмотрона и на подложке; x — расстояние от рассматриваемого сечения до среза сопла плазмотрона; $X_{п.с}$ — расстояние от среза сопла плазмотрона до подложки; n — показатель степени параболической кривой распределения температуры по длине плазменной струи, который определяется из экспериментальных зависимостей [1, 2].

Решение задачи будем осуществлять при условии постоянства теплофизических коэффициентов системы. Рассмотрим начальную стадию процесса, когда нагреваемая частица порошка находится в плазменной струе. Дифференциальное уравнение теплового баланса такого процесса будет включать количество теплоты dQ_a , подведенное к частице от потока плазмы, и количество аккумулированной материалом частицы теплоты $dQ_{ак}$:

$$dQ_{ак} = V_ч \gamma_1 c_1 dT_1, \quad (2)$$

где $V_ч$ — объем частицы: $V_ч = \frac{4}{3} \pi R_ч^3$; $R_ч$ и T_1 — радиус и температура частицы; γ_1 и c_1 — плотность и удельная эффективная теплоемкость материала частицы.

Удельная эффективная теплоемкость частицы

$$c_1 = c_ч + \frac{r_{пл}}{T_{пл} - T_{01}}, \quad (3)$$

где $c_ч$ и $r_{пл}$ — удельная теплоемкость и теплота плавления материала частицы;

$T_{пл}$ и T_{01} — температура плавления и начальная температура частицы.

Элементарное количество теплоты, подведенной к поверхности частицы за время $d\tau$, определяется соотношением

$$dQ_a = a_1 F_{\text{ч}} (T_c - T_1) d\tau, \quad (4)$$

где a_1 — коэффициент теплоотдачи от плазменного потока к поверхности частицы; $F_{\text{ч}}$ — площадь поверхности частицы: $F_{\text{ч}} = 4\pi R_{\text{ч}}^2$.

Время τ и расстояние от частицы до среза сопла плазмотрона x связаны закономерностью

$$\tau = x/v_{\text{ч}}, \quad (5)$$

где $v_{\text{ч}}$ — скорость движения частицы.

Скорость перемещения частицы в плазменной струе обычно изменяется. При расчетах можно приближенно принять $v_{\text{ч}}$ постоянной на определенном участке потока и использовать ее среднее интегральное значение.

Дифференциальное уравнение теплового баланса процесса имеет вид

$$V_{\text{ч}} \gamma_1 c_1 dT_1 = \frac{a_1}{V_r} F_{\text{ч}} [T_{\text{о.с}} - (T_{\text{о.с}} - T_{\text{н.с}}) \left(\frac{x}{X_{\text{н.с}}} \right)^n - T_1] dx. \quad (6)$$

Подставив в выражение (6) значения $V_{\text{ч}}$ и $F_{\text{ч}}$ и осуществив некоторые преобразования, получаем линейное дифференциальное уравнение

$$\frac{dT_1}{dx} + pT_1 = Q, \quad (7)$$

где

$$p = \frac{3a_1}{v_{\text{ч}} R_{\text{ч}} \gamma_1 c_1}; \quad Q = \frac{3a_1}{V_{\text{ч}} R_{\text{ч}} \gamma_1 c_1} [T_{\text{о.с}} - (T_{\text{о.с}} - T_{\text{н.с}}) \left(\frac{x}{X_{\text{н.с}}} \right)^n].$$

Решение уравнения (7) имеет вид

$$T_1 = e^{-\int p dx} [\int e^{\int p dx} Q dx + C]. \quad (8)$$

После интегрирования выражения (8), проведения некоторых преобразований и упрощений и определения постоянной C при условии $x = 0, T_1 = T_{01}$ находим зависимость температуры частицы от параметров процесса и расстояния от нее до среза сопла плазмотрона:

$$T_1 = T_{\text{о.с}} - (T_{\text{о.с}} - T_{\text{н.с}}) \left(\frac{x}{X_{\text{н.с}}} \right)^n - (T_{\text{о.с}} - T_{01}) e^{-\frac{3a_1}{v_{\text{ч}} R_{\text{ч}} \gamma_1 c_1} x}. \quad (9)$$

Соотношения (9) и (5) позволяют определять температуру частицы в различные моменты нагрева при движении в плазменной струе.

Окончанию процесса прогрева частицы и началу ее охлаждения соответст-

вует момент достижения материалом частицы определенной температуры $T_1 = T_{ч.с}$. При $T_{ч.с} = \text{const}$ $\frac{dT_{ч.с}}{dx} = 0$, а из выражения (9) после его дифференцирования получаем соотношение для определения протяженности периода нагрева частицы в зависимости от характеристик процесса:

$$x_{ч.с} = \frac{X_{п.с}}{2a} (\sqrt{b^2 - 4ac} - b), \quad (10)$$

$$\text{где } a = \frac{3a_1 X_{п.с}}{v_ч R_ч \gamma_1 c_1};$$

$$b = \ln \frac{(T_{о.с} - T_{п.с}) n v_ч R_ч \gamma_1 c_1}{(T_{о.с} - T_{01}) 3a_1 X_{п.с}} + \frac{3a_1 X_{п.с}}{v_ч R_ч \gamma_1 c_1} + 2(n-1);$$

$$c = \ln \frac{(T_{о.с} - T_{п.с}) n v_ч R_ч \gamma_1 c_1}{(T_{о.с} - T_{01}) 3a_1 X_{п.с}} - 2(n-1).$$

Продолжительность нагрева частицы до начала охлаждения $\tau_{ч.с}$ определяется из совместного решения выражений (5) и (10). Из соотношения (9) при известном $x_{ч.с}$ легко найти температуру $T_{ч.с}$. При определении температуры частицы T_1 с использованием удельной эффективной теплоемкости материала (3) предполагается, что плавление частицы происходит на протяжении всего промежутка $x_{ч.с}$.

Начиная с момента $\tau = \tau_{ч.с}$, происходит охлаждение расплавленной частицы. Уравнение теплового баланса процесса имеет вид

$$-V_ч \gamma_1' c_1' dT_1' = a_1 F_ч (T_с - T_1') d\tau, \quad (11)$$

где T_1' — температура расплавленной частицы; γ_1' и c_1' — плотность и удельная теплоемкость расплавленного материала частицы.

В результате подстановок значений $T_с$ и τ уравнений (1) и (5) уравнение (11) приводится к виду (7):

$$\frac{dT_1'}{dx} - \frac{3a_1}{v_ч R_ч \gamma_1' c_1'} T_1' = - \frac{3a_1}{v_ч R_ч \gamma_1' c_1'} [T_{о.с} - (T_{о.с} - T_{п.с}) \left(\frac{x}{X_{п.с}}\right)^n]. \quad (12)$$

Проинтегрировав соотношение (12) и определив постоянную C , получаем зависимость температуры расплавленной частицы от режимов процесса охлаждения:

$$T_1' = T_{о.с} - (T_{о.с} - T_{п.с}) \left(\frac{x}{X_{п.с}}\right)^n - [(T_{о.с} - T_{ч.с}) - (T_{о.с} - T_{п.с}) \times$$

$$\times \left(\frac{x_{ч.с}}{X_{п.с}} \right)^n] e^{\frac{3a_1(x-x_{ч.с})}{v_4 R_4 \gamma_4^2 c_1}} \quad (13)$$

Температура частицы в момент соприкосновения с подложкой характеризуется выражением

$$T_{ч.п} = T_{п.с} - [(T_{о.с} - T_{ч.с}) - (T_{о.с} - T_{п.с}) \left(\frac{x_{ч.с}}{X_{п.с}} \right)^n] e^{\frac{3a_1(X_{п.с} - x_{ч.с})}{v_4 R_4 \gamma_4^2 c_1}} \quad (14)$$

Полученные зависимости позволяют осуществлять расчет тепловых условий взаимодействия частиц порошка с плазменным потоком в течение всего процесса перемещения от плазмотрона до подложки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. — М., 1959. — 184 с.
2. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. — М., 1982. — 192 с.

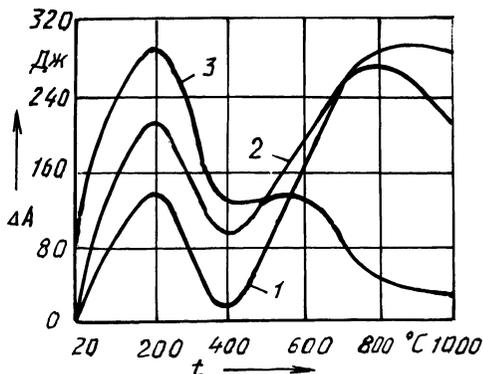
УДК 621.743

Д.М.КУКУЙ, В.А.СКВОРЦОВ

ОБ УЛУЧШЕНИИ ВЫБИВАЕМОСТИ ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ С ПРИРОДНЫМИ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Одним из эффективных методов улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей из отливок является модифицирование жидкого стекла порошкообразными органоминеральными добавками, в качестве которых используются сланцевые материалы [1, 2]. При этом абсолютные значения работы выбивки смесей, прогретых при различных температурах, зависят от химического состава используемого сланца. Так, например, если применение в составе жидкостекольной смеси сланцевой породы (Л), содержащей 5,4 % органических веществ и 94,6 % минеральных составляющих, не позволяет существенно изменить работу выбивки в интервале температур 200–400 °С, то использование керогена-70 (Кр), содержащего 70,3 % органических веществ, дает возможность максимально снизить ее после прогрева смеси при этих температурах. И наоборот, для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей, прогреваемых до более высоких температур (выше 600–800 °С), целесообразно использовать порошки либо прибалтийского сланца (Лр) с содержанием в минеральной части 50–60 % CaO, либо сланцевой породы с 70 % CaO, способные в этом температурном диапазоне образовывать трехкомпонентные крем-

Рис. 1. Эффективность улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей для CO_2 -процесса, содержащих 3 % сланцевых материалов (крупность частиц — 0,16 мм), в зависимости от температуры прокаливания



нийнатрийкальциевые тугоплавкие системы. Таким образом, для каждого вида сланцевого материала имеется своя наиболее эффективная температурная зона снижения работы выбивки, которая зависит от химического и минералогического состава добавки.

Эффективность действия добавки на процесс разупрочнения смеси после ее прокалки при высоких температурах определяется разностью ΔA между работой выбивки смесей, не содержащих добавок и включающих в свой состав сланцевые материалы. Как видно (рис. 1), прибалтийский сланец является наиболее универсальным разупрочняющим материалом и занимает промежуточное положение (кривая 2) между *Kp* (кривая 3) и *П* (кривая 1). Отличительная особенность этого материала — высокая эффективность его действия как добавки, улучшающей выбиваемость жидкостекольных смесей в широком интервале температур от 200–250 °C до 800–1000 °C.

На основании результатов физико-химических и микроскопических анализов механизм разупрочняющего действия сланцевых материалов на жидкостекольные смеси можно представить следующим образом (рис. 2). В процессе нагрева до 400 °C смеси для CO_2 -процесса (рис. 2, а, I) происходит термодеструкция органических веществ, сопровождающаяся газовыделением. Это способствует разрушению жидкостекольной оболочки. Устремляясь в поры между зернами кварцевого наполнителя, газы окисляются кислородом воздуха с образованием пиролитического углерода, который осажается на поверхности газовых каналов и трещин жидкостекольной оболочки. Деструкция органических веществ приводит к нарушению сплошности сланцевого материала, который после их удаления представляет собой механическую смесь минеральных составляющих.

С повышением температуры прогрева смеси до 800 °C (рис. 2, а, III) происходит термодеструкция карбонатов минеральной части сланцевого материала, сопровождаемая выделением углекислого газа, препятствующего спеканию силикатных пленок связующего материала. Появившиеся в процессе деструкции свободные оксиды кальция, магния, алюминия вступают в реакцию взаимодействия с расплавом жидкостекольных оболочек и образуют многокомпонентные тугоплавкие системы. Осажденный на поверхности газовых каналов и трещин жидкостекольных оболочек пироуглерод представляет включения, которые играют роль концентраторов напряжений в пленке связующего.

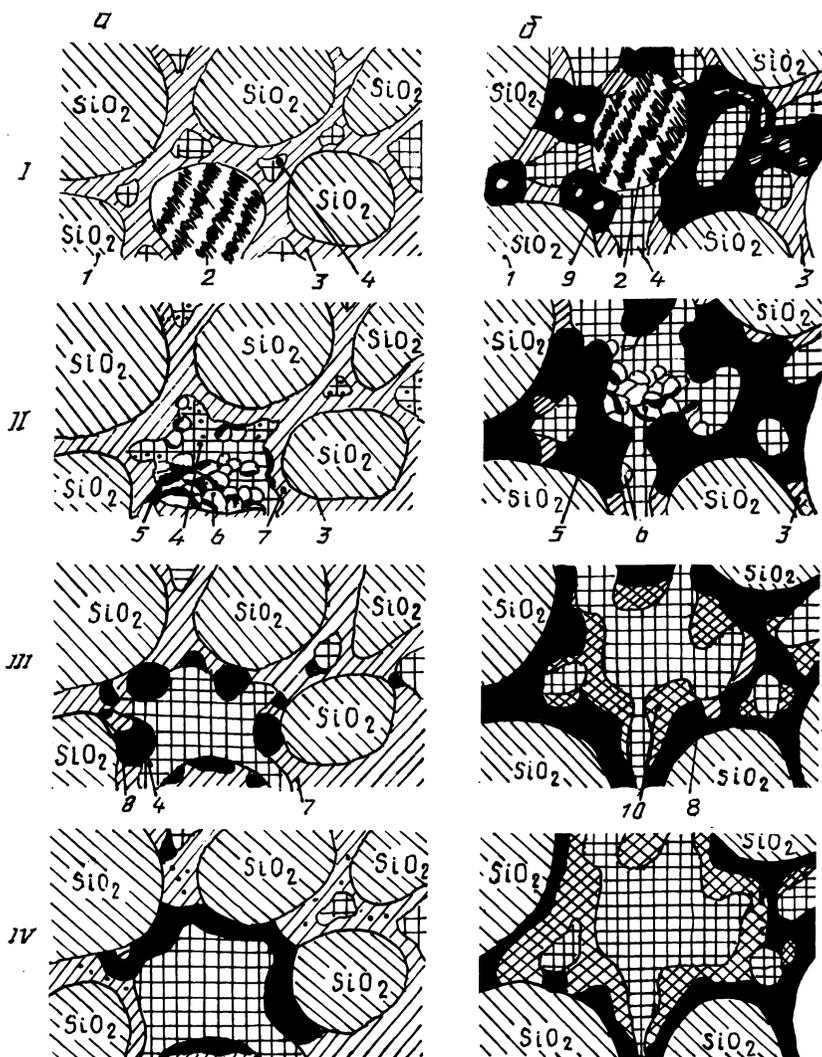


Рис. 2. Схема превращений в жидкостекольных смесях при нагревании: а – смесь для CO_2 -процесса; б – ЖСС; 1 – зерно кварца; 2 – сланцевый материал; 3 – пленка силикатного связующего; 4 – поры; 5 – тоберморитоподобные гидросиликаты кальция; 6 – зола сланца; 7 – пироуглерод; 8, 10 – кальцийнатриевые соединения; 9 – ФХШ; I – 20 °C; II – 400; III – 800; IV – 1200 °C

Увеличение температуры прогрева смеси свыше 800 °C приводит к более полному взаимодействию силикатов натрия с продуктами деструкции минеральных составляющих вследствие снижения вязкости расплава силиката натрия, что повышает скорость протекания данных реакций. После охлаждения смеси до температур, при которых стержни удаляются из отливок, пленка

связующего материала представляет многофазную систему с кристаллическими включениями новообразований, пироуглерода, что способствует снижению работы выбивки.

Структура жидкой самотвердеющей смеси (ЖСС) несколько отличается от структуры смеси для CO_2 -процесса и характеризуется наличием большого количества газовых пор (рис. 2, б, 1). В силу этого добавка сланцевого материала более изолирована, чем при плотной упаковке, присущей смеси для CO_2 -процесса (рис. 2, а, 1). В процессе твердения ЖСС феррохромовый шлак, взаимодействуя с силикатом натрия жидкого стекла, образует кальцийнатриевые гидросиликаты.

При нагревании ЖСС происходят процессы термодеструкции сланцевых материалов, как и в случае смесей для CO_2 -процесса. Однако избыток кальциевых соединений приводит к более полному связыванию легкоплавких силикатов натрия с образованием смешанных кальцийнатриевых соединений большей основности. Согласно диаграмме состояния $\text{Na}_2\text{O}-\text{CaO}-\text{SiO}_2$, с увеличением основности данной системы повышается и температура плавления новообразований, что обеспечивает улучшение работы выбивки в зоне более высоких температур. При этом исключается образование стекловидной фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. К у к у й Д.М., С к в о р ц о в В.А. Улучшение технологических свойств смесей с жидким стеклом // Литейное пр-во. — 1983. — № 1. — С. 15—16. 2. К у к у й Д.М., Ш е в - ч у к В.В., С к в о р ц о в В.А., И о о н а с Р.Э. Влияние сланцевых материалов на силикатные вяжущие системы // Горючие сланцы. — 1985. — Т. 3, № 2. — С. 311—319.

УДК 331.45:621.744-057.2

А.А.КЛЫШКО, И.В.ТЕРЕНТЬЕВА

ВРЕДНЫЕ ВЕЩЕСТВА ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ ОТДЕЛЕНИЙ ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ

В последние годы литейное производство характеризуется широким использованием новых химических соединений. Это сопровождается повышением содержания вредных веществ в воздухе литейных цехов.

На основе анализа литературных данных составлена характеристика вредных газовых выделений в формовочных и стержневых цехах (табл. 1) [1, 2].

В зависимости от способов изготовления форм и стержней в воздух рабочей зоны выделяются токсичные вещества, различные по своим токсикологическим свойствам, по классам опасности (от малоопасных 4-го класса до чрезвычайно опасных 1-го класса), по предельно допустимым концентрациям (ПДК) — 0,01—300 мг/м³.

Наибольшее количество вредных веществ первого и второго классов опасности выделяется при применении холоднотвердеющих смесей, содержащих смолы МФ-17, ОФ-1, МЗ, ПК-104, СФ-015 и т.д. В воздух рабочей зоны выделя-

Табл. 1. Вредные вещества, выделяющиеся при изготовлении форм и стержней

Смеси	Вредные вещества	ПДК, мг/м ³	Класс опасности
Холоднотвердеющие	Углеводороды алифатические (предельные)	300	4
	Фенол	0,3	2
	Формальдегид	0,5	2
	Оксиды азота	5	2
	Бензол	5	2
	Цианистый водород	0,3	2
	Соли синильной кислоты	0,3	2
	Фосфористый водород	0,1	1
Горячетвердеющие	Ацетон	200	4
	Аммиак	20	4
	Оксид углерода	20	4
	Фурфурол	10	3
	Метиловый спирт	5	3
	Формальдегид	0,5	2
Лигносulfонатные	Фуриловый спирт	0,5	2
	Цементы	6	4
Жидкостекольные	Алюминат (лантана)	6	4
	Хром шестивалентный	0,01	1
	Улекислый газ	300	4
	Нефелиновый шлак	6	4
	Цементы	6	4
Песчаноглинистые	Бораты	6	4
	Алюминат (лантана)	6	4
	Феррохромовый шлак	2	3
	Сероуглерод	1	2
	Фосфорный ангидрид	1	2
	Оксид углерода	20	4
	Аммиак	20	4
	Двуоксид серы	10	3
Альдегиды (масляный)	5	3	
	Оксиды азота	5	2

ются вещества высокой токсичности: фенол, формальдегид, фосфористый водород, фосфорный ангидрид, цианистый водород, соли синильной кислоты. Некоторые из них (фенол, бензол) влияют на нервную систему человека и могут привести к судорогам. Цианистый водород вызывает удушье. Формальдегид раздражает кожу и слизистые оболочки. Выделение формальдегида (общееядовитый газ), фурилового спирта (нервный газ, вызывает удушье), фурфурола (вызывает паралич) наблюдается при производстве горячетвердеющих смесей. В связи с этим в литейном производстве наметилась тенденция к сокращению применения формовочных смесей с использованием смол.

Применение горячетвердеющих смесей требует дополнительных мер по защите воздушной среды.

В литейном производстве нашли применение смеси с лигносульфонатными связующими. При их изготовлении выделяются соединения хрома, которые относятся к чрезвычайно опасным и имеют ПДК 0,01 мг/м³. Остальные

составляющие данных смесей не представляют большой опасности для здоровья. В связи с этим необходимо заменять вредные соединения хрома на безвредные вещества.

В последние годы нашли широкое распространение смеси, содержащие в качестве связующего жидкое стекло. С экологической точки зрения они наиболее чистые. Однако применение в смесях феррохромного шлака, фосфатов, синтетических смол приводит к загрязнению воздуха литейных цехов. Целесообразно в состав жидкостекольных смесей вводить малоопасные вещества: углекислый газ, нефелиновый шлам, цемент, бораты, алюминаты.

Песчано-глинистые смеси, содержащие минеральные масла и смолы, вызывают выделение оксидов азота, двуоксидов серы, альдегидов и т.д. Эти вещества раздражают дыхательные пути. Поэтому необходимо избегать введения их в состав песчано-глинистых смесей.

Основные тенденции снижения вредных газовойделений в формовочных и стержневых цехах связаны с использованием малотоксичных связующих (жидкое стекло, глина, цемент), с уменьшением содержания в них смол и катализаторов, с заменой органических связующих на неорганические, с совершенствованием технологии изготовления форм и стержней, с внедрением современных способов очистки воздуха и вентиляции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Борсук П.А., Лясс А.М. Жидкие самотвердеющие смеси. — М., 1979. — 255 с.
2. Вредные вещества в промышленности. Неорганические и элементарорганические соединения / Под общ. ред. Н.В.Лазарева и И.Д.Гадаскиной — Л., 1977. — Т. 3. — 607 с.

УДК 621.742.4

Н.Д.МЫЛЬНИКОВА, Е.Н.ЦЕЙГЕР

ИЗУЧЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ В СИСТЕМЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО СИЛИКАТА

Автоклавное модифицирование жидкого стекла полифосфатом натрия способствует значительному облегчению выбиваемости жидкостекольных стержней из стальных и толстостенных чугунных отливок [1]. Разупрочнение пленок модифицированного полифосфатом связующего после заливки форм металлом связано с несколькими факторами, одним из которых является возникновение значительных внутренних напряжений в связующем в процессе охлаждения его после нагревания до 400°C и выше. Появление разупрочняющих напряжений выявлено при изучении теплового коэффициента линейного расширения (ТКЛР) модифицированного полифосфатом силиката различных модулей после температурной обработки ($400\text{--}1200^{\circ}\text{C}$), причем чередующиеся растягивающие и сжимающие напряжения в связующем увеличиваются с ростом температурной обработки до 800°C и выше, а также с увеличением концентрации полифосфата [2].

Для подтверждения выводов, основанных на изучении ТКЛР связующего, и исследования характера напряжений (микро- и макронапряжений) в системе

жидкого стекла, модифицированного полифосфатом натрия, был использован метод рентгенографического анализа, основанный на определении относительного изменения уровня искаженности кристаллической решетки фаз в системе модифицированного связующего. Возникновение однородных напряжений в макрообъемах композиций вызывает изменение межплоскостных расстояний структурных составляющих на Δd_{HKL} и, следовательно, смещение рентгеновской интерференции на угол $\Delta\theta_{HKL}$ [3]. Микронапряжения приводят к неоднородным изменениям межплоскостных расстояний в пределах $d \pm \Delta d_{\max}$, чему соответствуют изменения углов отражения θ для каждой из систем плоскостей $\theta \pm \Delta\theta_{\max}$ [3, 4].

Жидкое стекло, модифицированное полифосфатом и отвержденное феррохромовым шлаком (ФХШ), подвергали нагреву в диапазоне температур 400–1200 °С (табл. 1). Съемки рентгенограмм проводили с порошкообразных образцов (размер частиц 0,05–0,1 мм) на аппарате ДРОН-2,0 в монохроматизированном Fe-K $_{\alpha}$ -излучении. Напряжение на трубке – 35 кВ, сила тока – 20 мА, скорости движения счетчика – 0,5...0,25 град/мин, диаграммной ленты – 720–1800 мм/ч.

Анализ положения дифракционных максимумов линий, соответствующих кристаллическим фазам композиций, показал, что с увеличением температуры нагревания образца от 400 до 800 °С наблюдается сдвиг дифракционных линий в область меньших углов отражения θ , которые тем больше, чем выше содержание модификатора и температура нагрева. Соответствующее такому сдвигу увеличение межплоскостных расстояний фаз свидетельствует о возникновении растягивающих микронапряжений в пленках модифицированного связующего. Из соотношений суммарных интенсивностей дифракцион-

Табл. 1. Истинное общее уширение дифракционных линий фаз композиций (модифицированное связующее – ФХШ)

Содержание полифосфата натрия в связующем, % (по массе)	Температура, °С	Межплоскостные расстояния $d \cdot 10^{-10}$, м			
		Na $_2$ Ca(SiO $_3$) $_3$	γ -2CaOSiO $_2$	Геленит	Акерманит
		2,65	3,01	2,85	2,45
		Истинное общее уширение $B \cdot 10^{-3}$, рад			
–	20	1,07	0,65	0,85	0,8
	400	1,18	0,6	1,02	0,75
	800	1,25	0,87	1,3	1,02
	1200	0,97	–	0,95	0,83
1,5	20	1,12	0,75	1,23	0,81
	400	1,26	0,8	1,15	0,97
	800	1,73	1,94	1,72	1,42
	1200	0,94	–	0,96	1,07
3,5	20	1,5	1,07	0,94	1,15
	400	1,53	1,25	0,96	1,17
	800	1,6	1,65	1,46	1,47
	1200	1,08	–	0,96	1,25

ных линий анализируемых фаз (см. табл. 1) следует, что с повышением температуры нагрева образца в системе уменьшается содержание фазы $\gamma\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, тогда как содержание других фаз увеличивается, причем наиболее существенно растёт $\text{Na}_2\text{Ca}_2(\text{SiO}_3)_3$. Увеличение содержания указанных фаз в композициях с полифосфатом натрия протекает более интенсивно, чем без него.

Для расчета истинного общего уширения выбраны линии анализируемых фаз наибольшей интенсивности (см. табл. 1). Его значение для различных фаз в композициях, предварительно нагретых до 400 °С, увеличивается от 10 до 20 %, а нагретых до 800 °С, — от 15 до 40 % в сравнении с композициями, не содержащими модификатора. Эффект увеличения уширения дифракционных линий свидетельствует об изменениях кристаллической структуры фаз в объемах отдельных кристаллитов и может быть связан с возникновением микронапряжений. При температурах, близких к 1200 °С, в исследуемых композициях возникают необратимые разрушения структуры (трещины, разрывы), что выражается в значительном уменьшении истинного общего уширения дифракционных линий фаз.

Основываясь на приведенных данных, можно заключить, что результаты рентгенофазового анализа соответствуют результатам исследований ТКЛР модифицированного полифосфатом силиката [2] и показывают, что разупрочнение модифицированного жидкого стекла после нагревания до температур выше 400 °С вызывается как макро-, так и микронапряжениями, возникающими в процессе охлаждения связующего. С ростом температуры нагревания исследуемого связующего до 800 °С и выше микро- и микронапряжения повышаются, что способствует большему разупрочнению пленок модифицированного жидкого стекла.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 1289581 (СССР). Связующее для изготовления литейных форм и стержней / Н.Д.Мыльникова, Д.М.Кукуй, Г.Х.Черчес и др. 2. Влияние полифосфата натрия на свойства модифицированного силикатного связующего / Д.М.Кукуй, Н.Д.Мыльникова, Е.А.Есепкин и др. // Металлургия. — Мн., 1986. — Вып. 20. — С. 58—60. 3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. — М., 1982. — 632 с. 4. Качанов Н.Н., Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ (поликристаллов). — М., 1960. — 216 с.

УДК 621.785.53

Е.И.ПОНКРАТИН, С.А.ПАВЛОВСКАЯ,
В.М.РОМАНОВСКИЙ

АЗОТИРУЕМЫЕ ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

Нет необходимости доказывать целесообразность разработки штамповых сталей для деформирующего инструмента, подвергаемого химико-термической обработке. Это очевидно, как очевидно и то, что технологические возможности процессов химико-термической обработки практически исчерпаны и дальнейший существенный прирост повышения стойкости технологической осна-

стики в процессах обработки металлов давлением может быть обеспечен только доработкой состава наиболее перспективных сталей.

Исследовалось влияние добавок Ti и Al в стали типа 5Х3В3МФС (ДИ-23) на их структуру, теплостойкость после азотирования и прочность.

Теплостойкость азотированных слоев определяли по их микротвердости после нагрева до заданных температур. Наибольшая теплостойкость азотированных слоев при нагреве до 500–700 °С имеет место при суммарном содержании Ti и Al 1,4–1,5 % (по массе). Микроструктура таких слоев характеризуется отсутствием высоконитридной зоны, которая появляется лишь при длительности азотирования более 60 ч.

Положительное влияние титана на теплостойкость азотированного слоя определяется повышением содержания нитридообразующих элементов в твердом растворе в присутствии титана. Об этом свидетельствует тот факт, что при азотировании закаленных и отожженных сталей микротвердость слоя при содержании Ti 0,5–1 % значительно выше по сравнению со сталями без титана. Например, после закалки и азотирования твердость сталей с титаном составляет 12,31–13,61 ГПа, а без титана 10,22–11,74 ГПа.

Кроме того, при увеличении содержания титана уменьшается разность микротвердости азотированного слоя закаленных и отожженных сталей. У стандартных сталей типа 3Х2В8Ф и 5Х3В3МФС эта разность составляет 1,98–2,58 ГПа, а у сталей с содержанием Ti 0,5–1 % – 0,4–0,73 ГПа.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что при введении в сталь титана содержание Cr, W и Mo в твердом растворе повышается примерно на 25 %, V – на 15 %.

Содержание алюминия в нитридных фазах не превышает 12 %. В конечном итоге это приводит к тому, что в сталях с добавками Ti и Al значительно повышается энергия разупрочнения азотированного слоя Q . Так, у сталей с Ti и Al $Q = 0,016–0,024$ Дж (г·атом), а у сталей 5Х3В3МФС и 3Х2В8Ф $Q = 0,009–0,015$ Дж/ (г·атом).

При рассмотрении влияния добавок Ti и Al на прочность сталей было установлено, что при их суммарном содержании более 1,2 %, когда содержание Ti более 0,45 %, прочность стали снижается во всем интервале исследуемых температур и становится ниже, чем у стали 5Х3В3МФС.

При содержании добавок Ti и Al до 1,2 % прочность сталей выше, чем у стали 5Х3В3МФС. Причем сохраняется высокая вязкость и пластичность исследуемой стали. Добавка алюминия повышает точку начала мартенситного превращения сталей, что приводит к образованию структуры мартенсита, который обладает повышенной пластичностью.

На основании проведенных исследований определено оптимальное содержание добавок Ti и Al в азотируемых штамповых сталях: Al – 0,2–0,8%; Ti – 0,1–0,4 % при суммарном их содержании 0,5–1,2 %. Это позволило установить оптимальные составы сталей, подвергающихся азотированию.

За счет высокой теплостойкости азотированного слоя износостойкость инструмента из таких сталей при работе в диапазоне 300–900 °С в 1,5 раза превосходит стойкость инструмента, изготовленного из стандартных сталей.

При разработке низколегированных азотированных штамповых сталей использовали более сложный легирующий комплекс.

Применение в качестве материала азотируемого инструмента низколегированных штамповых сталей (5ХНМ, 4ХМФС) не дает существенного повышения его стойкости по той причине, что данные стали не содержат активных нитридообразующих элементов. Кроме того, они обладают низкой теплостойкостью, что также снижает стойкость инструмента. Поэтому при разработке низколегированных азотируемых штамповых сталей легирующий комплекс должен повышать не только свойства азотированного слоя, но и теплостойкость и прочность самой стали. Для достижения этой цели базовую сталь 5ХНМ легировали комплексом ФЮТР. Титан и ванадий являются карбидообразующими элементами, бор и алюминий – некарбидообразующими. Установлено, что важную роль в повышении эксплуатационных свойств азотируемых штамповых сталей играют соотношения легирующих элементов, правильный выбор которых позволяет создавать термодинамические условия для образования тех или иных фаз. Таким образом, комплексное легирование стали 5ХНМ титаном, бором, алюминием, ванадием позволило получить следующие стали:

сталь для крупного штампового инструмента, имеющую после отпуска 600 °С твердость 42–44 НRC, прочность σ_B – 1450 МПа, ударную вязкость 5–7 МДж/м², микротвердость азотированного слоя $H_{0,0981}$ – 9,5 ГПа;

сталь для мелкого прессового инструмента, имеющую после отпуска 620°С твердость 48–50 НRC, прочность σ_B – 1800 МПа, ударную вязкость – 3,5 – 4 МДж/м², микротвердость азотированного слоя $H_{0,0981}$ – 14,5 ГПа.

УДК 621.74:669.131.7

С.С.ГУРИН, В.А.СТЕФАНОВИЧ,
Г.И.КЛЕЩЕНКО

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ФТОРИДА МАГНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИМПЛЕКСНОГО МЕТОДА ПЛАНИРОВАНИЯ

Толщина слоя с шаровидным графитом (ШГ), а также степень его сферидизации, по которым оценивали модифицирующую способность покрытий, при прочих равных условиях зависят главным образом от соотношения таких компонентов, как фторид магния, силикокальций и аморфный графит.

Оптимизация состава модифицирующего покрытия производилась с использованием модели неполного третьего порядка [1] (рис. 1, а). Проведенные исследования показали, что наиболее стабильные результаты получаются при содержании в составе покрытия фторида магния в пределах 25–60 %, силикокальция и аморфного графита соответственно 35–70 % и 5–40 %. С учетом этого план эксперимента для построения выбранной модели можно представить в виде табл. 1.

Переход от кодированных координат к натуральным и наоборот осуществляли, используя соотношение $(A, B, C) = X_1(60, 35, 5) + X_2(25, 70, 5) + X_3(25, 35, 40)$ по уравнениям:

Табл. 1. План эксперимента

Но- мер опы- та	Состав покрытия в масштабе						Толщина слоя с ШГ-10 ⁻² , мм		Степень сферо- идизации гра- фита, %	
	кодированном, доли единицы			натуральном, %			I серия опытов	II серия опытов	I серия опытов	II серия опытов
	X ₁	X ₂	X ₃	MgF ₂ (A)	CaSiO ₂ (B)	C(C)				
1	1	0	0	60	35	5	314	325	87	93
2	0	1	0	25	70	5	181	171	68	52
3	0	0	1	25	35	40	214	193	62	68
4	1/2	1/2	0	42,5	52,5	5	226	236	75	80
5	1/2	0	1/2	42,5	35	22,5	275	293	72	78
6	0	1/2	1/2	25	52,5	22,5	248	269	57	63
7	1/3	1/3	1/3	36,7	46,7	16,6	349	357	87	92
8	1/2	1/4	1/4	42,6	43,9	13,5	325	335	85	90
9	1/4	1/2	1/4	33,6	52,5	12,9	336	357	85	90
10	1/4	1/4	1/2	33,6	43,9	22,5	347	368	87	93

Результаты опытов матрицы планирования позволили рассчитать коэффициенты модели и получить уравнения регрессии для каждого из контролируемых параметров:

$$Y_1 = 319,5X_1 + 176X_2 + 203,5X_3 - 67X_1X_2 + 97X_1X_3 + 275X_2X_3 + 2319X_1X_2X_3;$$

$$Y_2 = 90X_1 + 50X_2 + 65X_3 + 10,3X_1X_2 - 10,2X_1X_3 - 10,6X_2X_3 + 511,5X_1X_2X_3.$$

При проверке адекватности модели по F-критерию сравнивались расчетные и табличные его значения для контролируемых параметров (табл. 2).

Так как для каждого из контролируемых параметров $F_{\text{расч}} < F_{\text{табл}}$ модель следует признать адекватной при 5 %-м уровне значимости.

Гипотезу об адекватности модели проверяли также по результатам трех контрольных опытов 7–9 путем расчета и сравнения *t*-критериев (табл. 3).

Так как $t_{\text{расч}} < t_{\text{табл}}$ для всех контрольных опытов, гипотеза об адекватности модели при 5 %-м уровне значимости принимается.

Табл. 2. Значения F- критерия

Контролируемый параметр	F _{расч}	F _{табл}
Толщина слоя с ШГ, мм	3,38	4,35
Степень сфероидизации графита, %	0,65	4,35

Табл. 3. Значения t -критерия

Контролируемый параметр	Номер опыта	t расч	t табл
Толщина слоя с ШГ, мм	7	3,10	
	8	3,28	3,31
	9	3,25	
Степень сфероидизации графита, %	7	1,41	
	8	1,17	3,31
	9	2,03	

Полученные модели (рис. 1, б, в, д) показывают, что максимальные толщина слоя с ШГ и степень его сфероидизации наблюдаются при использовании модифицирующих покрытий, содержащих 39–42,5 % MgF_2 , 42–45,5 % $CaSi_2$, 12–15,5 % С.

Учитывая, что в состав покрытия входят также связующее, огнеупорный наполнитель и другие компоненты, составляющие в среднем 15–25 %, основные компоненты необходимо вводить в следующем соотношении 31,5–34 % MgF_2 , 33,5–36,5 % $CaSi_2$ и 9,5–12,5 % С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н о в и к Ф.С. Планирование эксперимента на симплексе при изучении металлических систем. — М., 1985. — 236 с.

УДК 621.746.6

В.Ф.СОБОЛЕВ, А.Н.ЧИЧКО,
Ф.Н.БОРОВИК

О ПАРАМЕТРАХ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ ТИП МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОМПОНЕНТОВ В СПЛАВАХ

Исследование межатомного взаимодействия компонентов в сплавах и его влияния на механические и литейные их свойства является одной из важнейших задач теории литейных процессов. Образование различных фаз, жидких и твердых растворов непосредственно связано с процессами межатомного взаимодействия. Выяснение основных факторов, определяющих характер взаимодействия компонентов, создаст дополнительные возможности для повышения информативности математических моделей, используемых при прогнозе свойств сплава.

Цель настоящей работы – изучение путей математического моделирования межатомного взаимодействия компонентов в двойных сплавах с помощью характеристик электронного энергетического спектра их компонентов.

В качестве характеристик электронного энергетического спектра использовали следующие параметры: 1, 2, 3-й коэффициенты, характеризующие скорость изменения энергии электронов в зависимости от волнового вектора K для s , d_0 , d_1 , d_2 -подполос; значения s - и d -полос при $K = 0$; ширину s , d_0 , d_1 , d_2 -подполос; энергию Ферми; степень заполнения s , d_0 , d_1 , d_2 подполос, вычисленную в приближении Хартри [1].

Для оценки математического моделирования межатомного взаимодействия компонентов сплава с помощью характеристик энергетического спектра использовали метод случайного поиска с адаптацией [2, 3]. Суть его сводится к тому, что для заданной обучающей матрицы осуществляется выбор эффективной подсистемы признаков, позволяющей с определенной степенью точности проводить анализ межатомного взаимодействия компонентов сплава. Реализация этого метода состояла из следующих этапов: 1) ввод начальной матрицы; 2) определение априорных вероятностей выбора признаков P_i ; 3) случайный выбор r -подпространств и проверка контрольной матрицы; 4) определение оценочного функционала для каждого подпространства; 5) нахождение подпространств с минимальными значениями функционала P_1 ; 6) "поощрение" и "наказание" признаков изменением вероятности q_i ; 7) новый выбор r -подпространств и определение оценочного функционала.

В качестве оценочного функционала использовали соотношение

$$P_1 = \frac{\sum_{i=1}^k q_i \frac{b_i}{N_i}}{\sum_{i=1}^k b_i} ,$$

где q_i – априорная вероятность появления объекта i -го класса; b_i – число точек множества M_i , попавших в область y_i ; k – число классов; N_i – количество объектов в каждом классе.

На начальном этапе вероятности каждого признака полагались одинаковыми и равными

$$P_i = 1/n,$$

где n – число признаков.

Обучающая матрица формировалась на основе гипотезы о том, что межатомное взаимодействие компонентов сплава определяется различием вышеперечисленных характеристик энергетического спектра компонентов. Соотношение для определения признака двойного сплава представляет собой модификацию правила Юм-Розери:

$$\Delta F = \frac{F_1 - F_2}{F_1} , \quad (1)$$

где F_1 и F_2 – признаки, характеризующие 1-ю и 2-ю компоненты двойной системы.

Таким образом, на первом этапе исследования на основе диаграмм состояния [4] были отобраны три группы систем, характеризующихся различным межатомным взаимодействием компонентов. Для каждой из них по соотношению (1) были вычислены признаки двойных систем. Признаки, сформированные по заранее определенным группам (*A, B, C*), представляли обучающие матрицы. Вместе с характеристиками энергетического спектра электронов в обучающих матрицах использовали атомный радиус, потенциалы ионизации и электроотрицательность компонентов сплава. К первой группе *A* отнесли системы, элементы которых не взаимодействуют друг с другом ни в твердом, ни в жидком состоянии. Сюда были включены системы, в которых наблюдается расслаивание чистых элементов в жидком состоянии, а также ряд систем с практически не изученными кривыми равновесия. Причем последние были включены для того, чтобы увеличить представительность класса (группы), так как количество изученных расслаивающихся систем незначительно. Ко второй группе *B* отнесли системы, компоненты которых образуют непрерывный ряд твердых растворов. Системы этой группы являются в большинстве случаев хорошо изученными и представляют самую достоверную часть используемого экспериментального материала. Третья группа *C* включала системы, компоненты которых проявляют химическое взаимодействие посредством образования интерметаллидов или химических соединений. В эту группу вошли системы, компоненты которых образуют незначительную область растворимости в твердом состоянии.

Исследование проводилось на шести обучающих матрицах. В первой выборке (*M1*) содержалась информация о компонентах 81 системы. Все системы этой матрицы разделялись на три группы по 27 систем в каждой. Во второй выборке (*M2*) содержалось 54 системы (27 систем группы *A* и 27 группы *B*). В третью выборку (*M3*) входило 67 систем (23 системы группы *A*, 23 группы *B* и 21 группы *C*), в четвертую — 46 систем (23 системы группы *A* и 23 группы *B*). В пятой (*M5*) и шестой (*M6*) обучающих выборках содержалось столько же систем, сколько их было в третьей и четвертой выборках соответственно. Обучающие матрицы *M4, M3* отличались от *M5, M6* некоторыми системами.

Решение задачи условно можно разделить на два этапа. На первом этапе определялись правила классификации групп сплавов по наиболее информативной совокупности признаков (процесс обучения). На втором этапе ЭВМ осуществлялась классификация экзаменационной выборки, которая совпала с обучающей (экзамен). Таким образом, выбиралась такая система признаков-функций, для которой экзамен проводился при наименьшем количестве "ошибок".

Результаты проведенных исследований показали, что ни одна из выбранных матриц не позволяет получать правильную классификацию рассмотренных систем. То есть среди изученных систем всегда были такие, которые классифицировались ЭВМ как принадлежащие не к своему классу. При расчетах получено, что число неправильных реализаций минимальное при определенном количестве признаков. Так, было установлено, что при экзамене матрицы *M1* число неправильно опознанных реализаций минимальное, когда выбранная совокупность содержит 5–8 признаков. Причем с увеличением числа при-

Табл. 1. Относительный вес признака после разделения матрицы на классы

Наименование параметра	Относительный вес признака*
Атомный радиус	0,09
Энергия Ферми	0,14
Ширина d_0 -подполосы	0,12
Первый потенциал ионизации	0,11
Ширина d_1 -подполосы	0,15
Заполнение d_2 -подполосы	0,08
Энергия d -полосы при $K = 0$	0,07
Коэффициенты, характеризующие энергию d_0 -подполосы	0,06
Второй потенциал ионизации	0,06
Энергия s -полосы при $K = 0$	0,05
Заполнение d_0 -подполосы	0,04
Коэффициенты, характеризующие изменение s - и d -полос, заполнение s, d_1, d_2 -полос	0,03

* Усредненный вес по шести матрицам, отнесенный к единице.

наков число неправильно распознанных реализаций растет, что наблюдается и с уменьшением числа признаков (меньше 5). Подобная тенденция наблюдается и для других обучающих матриц. Для матрицы $M2$ минимальное количество признаков, приводящих к минимуму неправильно распознанных реализаций, составляет 7, для $M3$ — 5–6 признаков, для $M4$ — 6–8, для $M5, M6$ — 6–8 признаков.

Как видно, имеется устойчивая тенденция к уменьшению числа неправильно распознанных реализаций при достижении 6–8 признаков.

Анализ результатов, приведенных в табл. 1, показал, что системы двойных сплавов по типу межатомного взаимодействия компонентов можно классифицировать, если использовать в качестве характеристик признаки, построенные на характеристиках энергетического спектра электронов компонентов. Причем наиболее эффективными характеристиками для оценки межатомного взаимодействия компонентов являются энергия Ферми, ширина подполос и атомный радиус. Это свидетельствует о возможности математического моделирования межатомного взаимодействия компонентов в сплавах на основе признаков, построенных на характеристиках энергетического спектра электронов с помощью соотношения (1).

ЛИТЕРАТУРА

1. Соболев В.Ф., Боровик Ф.Н., Чичко А.Н. Влияние электронной структуры компонентов сплава на образование интерметаллидов в алюминиевых сплавах // Вестн АН БССР. Сер. физ. -техн. наук. — 1985. — № 2. — С. 21–23. 2. Лбов Г.С. Методы обработки разнотипных экспериментальных данных. — Новосибирск, 1981. — 157 с. 3. Математическое обеспечение ЕС ЭВМ. — Мн., 1979. — Вып. 10. — 240 с. 4. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. — М., 1962. — Т. 1. — 607 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ,
ПОДВЕРГНУТЫХ ХТО

Исследовались образцы из сталей 5ХНМ, 4Х5МФС, 5Х3В3МФС, подвергнутые борированию, алитированию, силицированию, бороалитированию, боросилицированию с использованием обмазок, разработанных на кафедре "Материаловедение и литейное производство" Белорусского политехнического института [1].

Процессы диффузионного насыщения проводились при температуре 900 °С в течение 4 ч. При борировании использовались обмазки на основе карбида бора, активатора и специальных наполнителей. В составе обмазок для алитирования и бороалитирования в качестве поставщика активных атомов алюминия использовался спеченный алюминиевый порошок. В обмазках для силицирования и боросилицирования поставщиком активных атомов кремния являлся карбид кремния.

После ХТО цилиндрические образцы (диаметр 10 мм, высота 200 мм) охлаждались и очищались от обмазки. Для измерения их микротвердости использовался прибор ПМТ-3.

Микротвердость фазы FeV борированных слоев составляла 18,3–18,9 ГПа, фазы Fe₂V – 14–14,5 ГПа. Твердость бороалитированных слоев изменялась от 6,5 до 14,5 ГПа. Широкий интервал значений микротвердости после бороалитирования обусловлен присутствием в диффузионном слое боридных и алюминидных фаз. Основная часть слоя представлена сравнительно мягкими алюминидными составляющими, боридная зона располагается на границе алитированного слоя с основным металлом. В боросилицированных слоях участки кремнистого феррита, располагающиеся за иглами и между иглами боридов, образуют зоны пониженной твердости.

Микротвердость алитированных слоев изменялась от 6,5 ГПа у поверхности образцов до 3,6 ГПа у границы нанесенного слоя с основным металлом. Повышенное значение микротвердости наружной зоны слоя обусловлено наличием в ней алюминидов железа Fe₃Al и Fe₂Al₅. В результате силицирования сформировались слои, состоящие из α-фазы, с микротвердостью 4,7–6 ГПа.

Результаты испытаний на жаростойкость диффузионно-упрочненных образцов из сталей 5ХНМ и 4Х5МФС при температуре 800 °С в течение 30 ч представлены на рис. 1. Наиболее заметное повышение жаростойкости наблюдается в результате алитирования. Несколько ниже данный показатель у бороалитированных образцов. Борирование, боросилицирование и силицирование хотя и обеспечивают существенное повышение жаростойкости образцов по сравнению с исходным их состоянием, однако уступают в этом отношении алитированию и бороалитированию.

Химическая стойкость сталей в жидком алюминиевом сплаве А95 оценивалась по изменению массы образцов после испытаний при температуре 800 °С

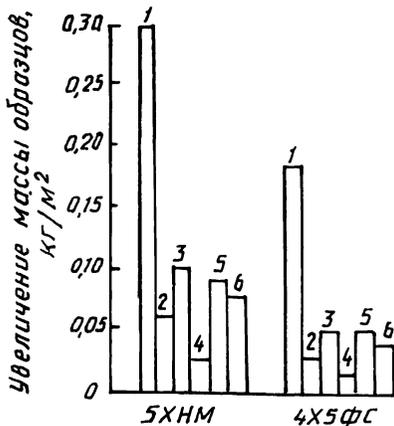


Рис. 1. Жаростойкость образцов из сталей 5XHM и 4X5МФС:

1 — без ХТО; 2 — после бороалитирования; 3 — борирования; 4 — алитирования; 5 — боросилицирования; 6 — силицирования

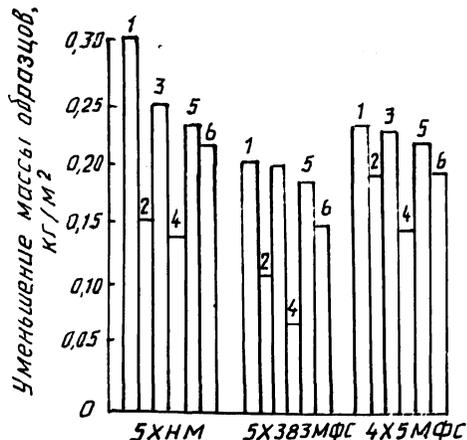


Рис. 2. Химическая стойкость образцов из сталей 5XHM, 5X3В3МФС, 4X5МФС в жидком алюминиевом сплаве:

1 — без ХТО; 2 — после бороалитирования; 3 — борирования; 4 — алитирования; 5 — боросилицирования; 6 — силицирования

в течение 4 ч. Как видно из рис. 2, наибольшей стойкостью к растворению обладают алитированные и бороалитированные образцы. При использовании сталей 4X5МФС и 5X3В3МФС некоторое повышение их стойкости в расплаве обеспечивается также и силицированием. Борированные и боросилицированные слои обеспечивают меньшее повышение стойкости сталей в расплаве алюминия по сравнению с силицированием.

ЛИТЕРАТУРА

1. С и т к в и ч М.В., Б е л ь с к и й Е.И. Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием образцов. — Мн., 1987. — 156 с.

УДК 621.74

Р.И.ЕСЬМАН, Н.П.ЖМАКИН,
А.И.НОВИКОВ

ТЕПЛОВОЕ И ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ ОТЛИВКОЙ И ФОРМОЙ

В результате теплового и термомеханического взаимодействия между отливкой и формой образуется газовый зазор. Кинетика газового зазора в значительной степени определяется геометрией отливки и формы (рис. 1, а, б).

Для процесса формирования осесимметричной цилиндрической отливки характерно наличие экстремума на графике изменения газового зазора во

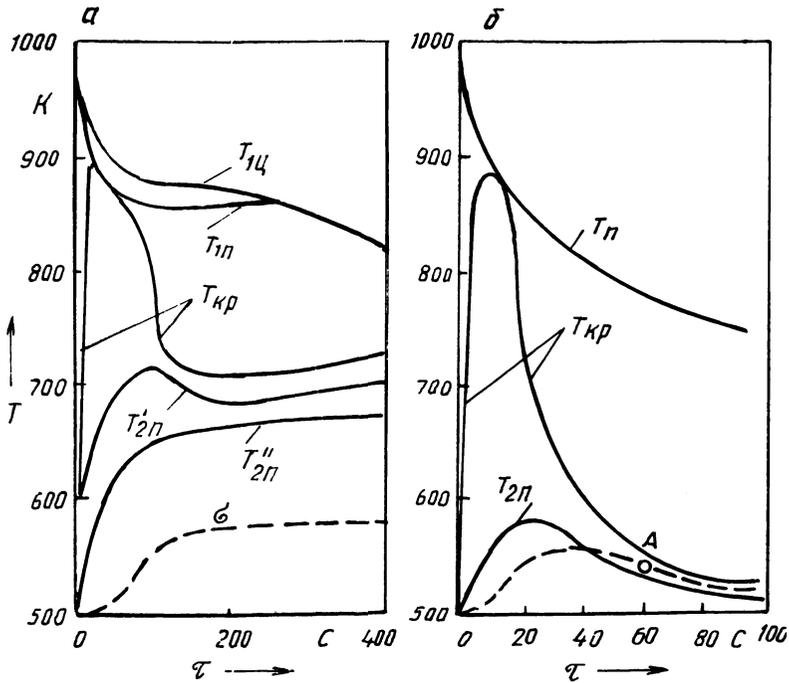


Рис. 1. Изменение во времени температуры:

а — отливки (сплав Ал4) и плоского кокиля (чугун), $2X_1 = 30$ мм, $X_2 = 30$ мм, $\lambda_{кр}/\delta_{кр} = 1700$ Вт/(м²·К); б — отливки (сплав Ал4) и цилиндрического кокиля (чугун), $2X_1 = 10$ мм, $X_2 = 30$ мм, $\lambda_{кр}/\delta_{кр} = 1700$ Вт/(м²·К); $T_{1ц}$, $T_{1п}$ — температура соответственно центра и поверхности отливки; $T'_{2п}$, $T''_{2п}$ — температура внутренней и наружной поверхностей кокиля

времени. Это объясняется различием термонапряженного состояния при деформировании и усадке плоской и цилиндрической отливки и формы. Внутренние волокна цилиндрической стенки формы под действием сжимающих напряжений сильно расширяются и деформируются к периферии в направлении от отливки в отличие от плоского кокиля, который за счет изгиба плоской стенки деформируется в направлении отливки. Внутренние волокна получают деформацию обратного знака, и после достижения максимального их значения газовый зазор уменьшается.

С целью снижения влияния формы на усадку затвердевающей отливки и устранения причин, вызывающих горячие трещины, применялся метод предварительного раннего раскрытия форм. Причем раскрытие осуществлялось в период, когда значение газового зазора превышало соответствующие значения перемещений поверхностей формы и отливки (рис. 1, б, точка А).

Математическая модель включала: систему дифференциальных уравнений нестационарной теплопроводности с учетом закона выделения спектральной теплоты кристаллизации в интервале $\Delta T_{кр} = T_L - T_S$; несимметричные условия сопряжения между отливкой и формой (матрицей и песчаным стерж-

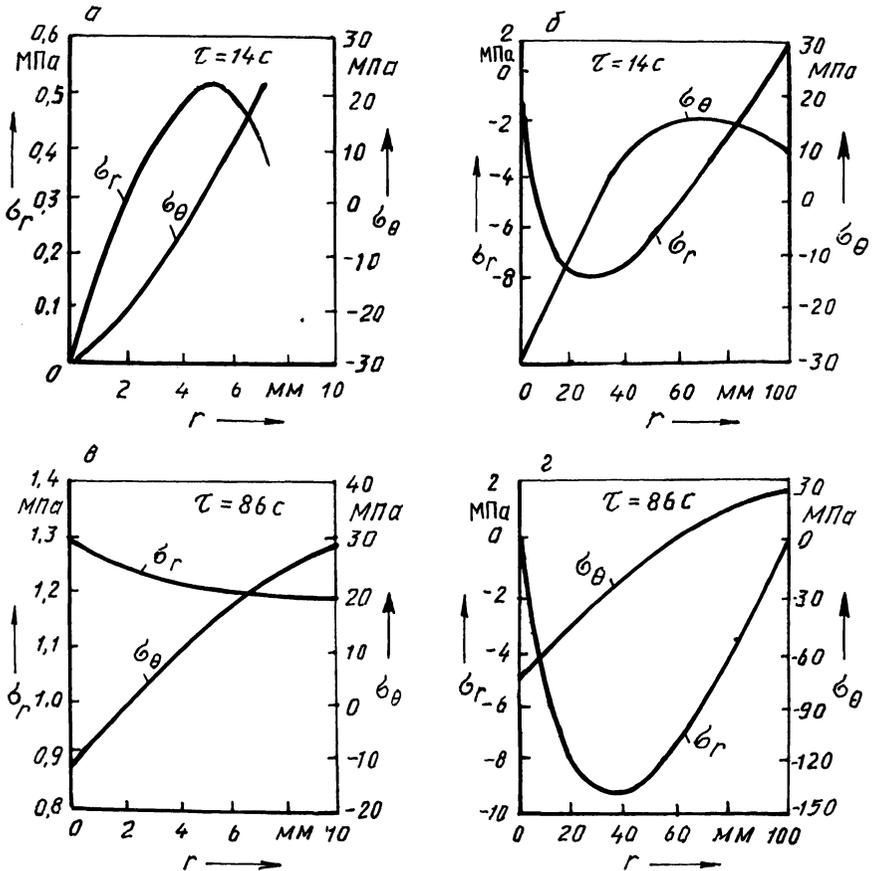


Рис. 2. Эпюры радиальных и тангенциальных температурных напряжений в отливке и матрице:

а, в — отливка; б, г — матрица ($R_1 = 10$ мм, $R_2 = 100$ мм, $T_{10} = 973$ К, $T_{20} = 473$ К, $\lambda_{кр} = 0,35$ Вт/(м·К), $\delta_{кр} = 0,25$ мм)

нем); уравнения термоупругости, устанавливающие зависимость между напряжениями и деформациями при наличии градиента температуры.

Температурное поле системы сопряженных тел описывается дифференциальным уравнением Фурье

$$c_i(T_i)\rho_i(T_i) \frac{\partial T_i(r, t)}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r\lambda_i(T_i) \frac{\partial T_i(r, t)}{\partial r} \right],$$

где для отливки $i = 1$, для матрицы $i = 2$, для песчаного стержня $i = 3$.

Условие сопряжения найдено по методике, предложенной в работе [1]. Связь между деформациями и напряжениями определяем из соотношений:

$$\epsilon_r - \beta T = \frac{1}{E} [\sigma_r - \nu(\sigma_\theta + \sigma_z)];$$

$$\epsilon_{\theta} - \beta T = \frac{1}{E} [\sigma_{\theta} - \nu(\sigma_r + \sigma_z)];$$

$$\epsilon_z - \beta T = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_r + \sigma_{\theta})].$$

Используя некоторые положения теории упругости [2], получим выражения для определения напряжений:

$$\sigma_r = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{1}{r^2} \left(\frac{r^2 - a^2}{b^2 - a^2} \int_a^b Trc'r - \int_a^r Trdr \right);$$

$$\sigma_{\theta} = \frac{\beta E}{1-\nu} \frac{1}{r^2} \left(\frac{r^2 + a^2}{b^2 - a^2} \int_a^b Trdr + \int_a^r Trdr - Tr^2 \right);$$

$$\sigma_z = \frac{\beta E}{1-\nu} \left(\frac{2}{b^2 - a^2} \int_a^b Trdr - T \right),$$

где β — коэффициент термического расширения; ν — коэффициент Пуассона; E — модуль упругости.

Перемещения внутренней и наружной поверхностей цилиндрической стенки (отливки, формы):

$$e' = 2\beta(1+\nu) \frac{a}{b^2 - a^2} \int_a^b Trdr,$$

$$e'' = 2\beta(1+\nu) \frac{b}{b^2 - a^2} \int_a^b Trdr.$$

На основе математической модели процесса затвердевания разработаны программа и алгоритм расчета. Решение задачи реализовано на ЭВМ БЭСМ-6. Анализ полей температур и напряжений (рис. 2), построенных по результатам расчета, позволил определить параметры оптимальной технологии получения корпусных отливок без горячих трещин и других дефектов с заданными служебными характеристиками.

ЛИТЕРАТУРА

1. Е с ь м а н Р.И., Ж м а к и н Н.П., Ш у б Л.И. Расчеты процессов литья. — Мн., 1977. — 204 с. 2. Т и м о ш е н к о С.П., Г у д ь е р Дж. Теория упругости. — М., 1975. — 362 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ЗОН В ОТЛИВКАХ, ПОЛУЧЕННЫХ НАМОРАЖИВАНИЕМ МЕТАЛЛА В ПОТОКЕ

Сущностью рассматриваемого способа получения отливок является затвердевание корочки при вынужденном движении жидкого металла относительно фронта кристаллизации. Наиболее четко идея способа проявляется при литье окунанием вращающегося стержня в расплав. Корочка, затвердевающая на его поверхности, оплавляется и разрушается перегретым жидким металлом [1].

Формирование структурных зон в отливках изучалось на легкоплавком металле. В две одинаковые металлические формы заливался расплавленный цинк. При достижении расплавом температуры кристаллизации в формы опускались одинаковые металлические стержни, один из которых приводился в движение от двигателя постоянного тока [2]. Скорость вращения стержня изменялась в широких пределах. Металлические стержни выдерживались определенное время в расплаве жидкого металла и затем быстро извлекались. Намерзшая на них корочка и являлась объектом исследования.

Структура и, следовательно, свойства отливки зависят преимущественно от условий первичной кристаллизации расплава в литейной форме. При определенных условиях литья чистые металлы и однофазные сплавы проявляют склонность к транскристаллизации. В результате в теле отливок, полученных способами намораживания [3], а также в периферийной зоне обычных отливок появляются столбчатые кристаллы. Это возможно при определенной для данного сплава скорости охлаждения отливки, когда зарождение кристаллов происходит в основном в узкой пристеночной зоне расплава. Причины же прекращения роста столбчатых кристаллов в зависимости от перегрева расплава и скорости его охлаждения в форме изучены недостаточно.

В этой связи представляет интерес анализ характера формирования структуры отливок в условиях отсутствия перегрева металла.

Экспериментальные данные показывают, что в условиях покоя затвердевающей корки относительно жидкого расплава при отсутствии перегрева металла в ней наряду с мелкими дендритами порядка 0,05–0,07 мм присутствуют более крупные (до 0,5 мм). Это опровергает мнение [3], что рост столбчатых кристаллов прекращается в момент "снятия" перегрева. В общем случае характер структуры зоны транскристаллизации в отливке необходимо связывать с конкретными режимами литья: температурой расплава во время заливки его в форму, продолжительностью заполнения формы и способом заливки, скоростью охлаждения отливки и условиями затвердевания ее в форме.

Из анализа микроструктур, полученных при линейной скорости вращения стержня в пределах 0,995–2,45 м/с, видно, что при скоростях до 1 м/с в затвердевающей на поверхности металлической формы корочке еще имеется зона столбчатых кристаллов, которая исчезает с увеличением толщины корки.

Влияние относительного перемещения твердой и жидкой фаз на кристал-

лизирующийся расплав выражается в измельчении зерна в отливках. Это, по-видимому, можно связать с увеличением числа центров кристаллизации в затвердевающем металле и с модифицирующим действием обломков твердой фазы, которые образуются в результате разрушения растущего вблизи стенок металлической формы фронта кристаллов. Характер структуры отливок в рассматриваемых условиях зависит от скорости движения формы в расплаве и режима охлаждения отливок [3].

При относительном перемещении твердой и жидкой фаз отливки получают более плотными и прочными, чем при их затвердевании в покое.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б а л а н д и н Г.Ф. Литье намораживанием. — М., 1962. — 168 с. 2. К р а в ч е н к о Е.В., Т ю х а й Г.Г. Изучение процесса затвердевания металла в условиях вынужденной конвекции //Металлургия. — Мн., 1979. — Вып. 13. — С. 37—38. 3. Б а л а н д и н Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок. — М., 1965. — 288 с.

УДК 621.762

А.С.КАЛИНИЧЕНКО, Ю.А.ЛОСЮК,
Н.П.ЖВАВЫЙ, М.А.АНТОНЕВИЧ

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ВОЛОКОН НА ПРОДВИЖЕНИЕ ФРОНТА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ

Материалы, упрочненные волокнами с большим модулем упругости, получают все большее распространение благодаря повышенным характеристикам прочности, жесткости и износостойкости изготовленных из них деталей. Уделяется большое внимание технологическим процессам, позволяющим получать такие материалы, свойства которых могут быть заранее рассчитаны. Особенностью композиционных материалов является то, что они состоят из разнородных материалов, имеющих специфические физико-механические и теплофизические свойства. Различие в свойствах необходимо учитывать при разработке технологии создания упрочненных материалов, и в частности при оценке их влияния на продвижение фронта затвердевания в литой заготовке [1].

Была сделана попытка учесть влияние объемного содержания упрочняющих волокон на скорость продвижения фронта затвердевания при непрерывном литье. Ранее [2] получено выражение для расчета толщины корочки, затвердевшей в любой момент времени t_n , в случае литья без упрочняющих волокон:

$$\xi = \frac{a_1 \tau_n}{\rho_k [r_1 + c_k (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}})]} [T_{\text{кр}} - (b - c)(T_{\text{кр}} - T_c) - T_c] +$$

$$+ \frac{a_1}{\rho_k [r_1 + c_k (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}})]} \sum_{n=1}^{\infty} \left(\frac{1}{a\gamma_n^2} \frac{A_n}{N_n^2} e^{-a\gamma_n^2 F_0} \right) +$$

$$+ \frac{1}{2} M_n Fo^2), \quad (1)$$

где a_1 — коэффициент теплоотдачи от отливки к кристаллизатору, Вт/(м²·К); τ_n — продолжительность процесса, с; ρ_k — плотность материала отливки, кг/м³; r_1 — теплота кристаллизации, Дж/кг; c_k — удельная теплоемкость материала отливки, Дж/(кг·К); $T_{кр}$, T_c , $T_{зал}$ — температура соответственно кристаллизации, охлаждающей воды и заливки, К; $a = a_2/a_1$; $Fo = at / x^2$; a_1 , a_2 — коэффициент температуропроводности соответственно материала отливки и кристаллизатора, м²/с.

Постоянные b, c, A_n, N_n, M_n приведены в работе [2]. Корни γ_n находятся из решения характеристического уравнения

$$\text{ctg } \gamma_n = \frac{\gamma_n^2 - B_{i1} B_{i2}}{\gamma_n (B_{i1} + B_{i2})},$$

где $B_{i1} = \frac{a_1 X_1}{\lambda_2}$; $B_{i2} = \frac{a_2 X_2}{\lambda_2}$, X_1, X_2 — соответственно половина толщины отливки и толщина стенки кристаллизатора, м; a_2 — коэффициент теплоотдачи от вала к воде, Вт/(м²·К); λ_2 — коэффициент теплопроводности материала вала, Вт/(м·К).

Влияние объемного содержания упрочняющих волокон на продвижение фронта кристаллизации определялось путем использования эффективных значений теплофизических коэффициентов, учитывающих свойства как матричного материала, так и высокопрочных элементов. Удельная теплоемкость и плотность материала отливки находились согласно правилу аддитивности:

$$c_k = \frac{c_B \rho_B V_B + c_1 \rho_1 (1 - V_B)}{\rho_B V_B + \rho_1 (1 - V_B)};$$

$$\rho_k = \rho_B V_B + \rho_1 (1 - V_B),$$

где ρ_B, ρ_1 — плотность соответственно материала волокон и матрицы, кг/м³; V_B — объемная доля упрочняющих волокон.

Теплопроводность материала, упрочненного непрерывными волокнами, характеризуется значительной анизотропией и в продольном направлении может определяться по правилу аддитивности. Теплопроводность в поперечном направлении определялась согласно работе [3]:

$$\frac{\lambda_k}{\lambda_1} = (1 - V_B^2) + \frac{\lambda_B}{\lambda_1} V_B + \frac{2 \frac{\lambda_B}{\lambda_1} V_B (1 - V_B)}{V_B + \frac{\lambda_B}{\lambda_1} (1 - V_B)}.$$

Для проведения расчетов разработана программа для ЭВМ.

Результаты расчетов приведены на рис. 1, на котором проведены линии,

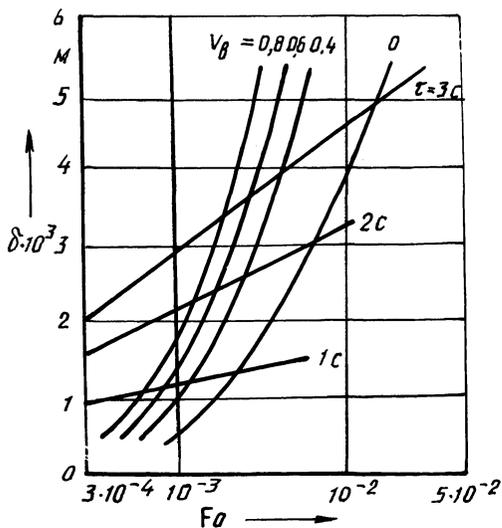


Рис. 1. Зависимость толщины затвердевшего слоя расплава от продолжительности процесса

соответствующие продолжительности затвердевания 1, 2 и 3 с. Как видно из рисунка, ввод упрочняющих волокон значительно изменяет скорость и характер продвижения фронта затвердевания. Средняя скорость продвижения фронта затвердевания при наличии 40 % (по объему) волокон снижается на 12,5 %, при 60 % — на 19,38 % и при 80 % — на 26,3 % по сравнению с неупрочненным материалом. Таким образом, проведенные расчеты позволяют оценить положение фронта кристаллизации непрерывной отливки при наличии упрочняющих волокон, что необходимо для правильного выбора скорости вытягивания заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Effect of dispersed graphite on the freesing rate of gravity die-cast LM13 alloy — 3 wt% graphite particle composite / A.K.Iha, R.Asthana, T.K.Dan et al. // J.Mater. Sci. Lett. — 1987. — Vol. 6, N2. — P. 225 — 228.
2. Кравченко Е.В., Калинин А.С. Расчет продвижения фронта к фронту кристаллизации // *Металлургия*. — Мн., 1980. — Вып. 14. — С. 68—70.
3. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. — М., 1986. — 208 с.

УДК 621.74:658.382:681.3

Т.Н.КИСЕЛЕВА, Ж.В.ПЕРВАЧУК,
Л.И.СЕРИКОВА

ПРИМЕНЕНИЕ ЭВМ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ УСЛОВИЙ ТРУДА И ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

Одной из основных задач развития народного хозяйства СССР является улучшение условий труда, сокращение ручного, малоквалифицированного и тя

желого физического труда на основе внедрения комплексной механизации и автоматизации производственных процессов.

Главная цель мероприятий по улучшению условий труда — обеспечение его безопасности. Народнохозяйственный экономический эффект от реализации мероприятий по улучшению условий труда определяется как сумма хозрасчетного и социального эффектов, выраженных в денежной форме. Хозрасчетный эффект определяется через повышение производительности труда или через показатели улучшения использования производственных фондов.

В данной работе рассматриваются условия труда на рабочих местах литейных цехов: формовщик машинной формовки — 3 рабочих места, заливщик металла — 3, сталевар — 2, выбивальщик литья — 2 рабочих места.

Фактические и планируемые параметры элементов условий труда заносятся в "Карту условий труда на рабочем месте". Каждый элемент условий труда до и после улучшения оценивается в баллах в соответствии с критериями [1, 2]. На основании полученных данных определяется категория тяжести труда с помощью следующего выражения:

$$ИТ = 19,7\bar{x} - 1,6x^2, \quad (1)$$

где $ИТ$ — интегральная оценка тяжести труда на рабочем месте, баллы; \bar{x} — среднее значение всех биологически значимых элементов (получивших оценку 3 балла и более).

Условия труда на рабочем месте оцениваются с помощью соотношения

$$R = 100 - \frac{ИТ - 15,6}{0,64}, \quad (2)$$

где R — показатель работоспособности при данных условиях труда, относительные единицы; $ИТ$ — интегральный показатель тяжести труда, баллы; 15,6 и 0,64 — коэффициенты регрессии.

В результате сопоставления показателей работоспособности до и после улучшения условий труда можно определить возможный прирост производительности труда за счет повышения работоспособности по формуле

$$ПТ = \left(\frac{R_2}{R_1} - 1 \right) 100K, \quad (3)$$

где $ПТ$ — возможный прирост производительности труда, %; R_1 и R_2 — показатели работоспособности до и после улучшения условий труда, относительные единицы; K — коэффициент, учитывающий возможный прирост производительности труда в результате увеличения работоспособности, $K = 0,2$.

Таким образом, для расчета ожидаемого прироста производительности труда на каждом рабочем месте необходимо определить: 1) нормативные значения параметров вредных и опасных производственных факторов по всем рассматриваемым элементам условий труда; 2) каждый элемент фактических условий труда (в баллах) в соответствии с критериями [1]; 3) средний балл (для элементов, получивших оценки в 3 балла и более); 4) интегральный показатель тяжести труда $ИТ$ по формуле (1); 5) каждый элемент планируемых условий труда (в баллах); 6) среднее значение элементов условий труда после их улучшения; 7) интегральную оценку тяжести труда после улучшения условий труда по формуле (1); 8) показатель работоспособности при фактических

Табл. 1. Результаты расчета прироста производительности труда

Профессия	Номер рабочего места	Пт по санитарно-гигиеническим факторам, %	Пт по психофизиологическим факторам, %
Формовщик машинной формовки	1	10,47	6,61
	2	3,38	11,23
	3	1,38	6,13
Заливщик металла	1	1,59	9,19
	2	0,77	7,59
	3	3,38	10,83
Сталевар	1	1,01	8,21
	2	2,46	10,8
Выбивальщик литья	1	1,69	11,21
	2	3,38	11,21

R_1 и планируемых R_2 условиях труда по формуле (2); 9) возможный прирост производительности труда на рабочем месте после улучшения условий труда по формуле (3).

Для упрощения поставленной задачи была составлена программа расчета возможного прироста производительности труда с использованием ЭВМ. В память машины вводились нормативные параметры рассматриваемых элементов условий труда в соответствии с требованиями ГОСТов и критериями для оценки каждого элемента условий труда в баллах.

Фактические и планируемые параметры элементов условий труда рассматриваются по двум группам факторов: санитарно-гигиеническим (микроклимат, токсические вещества, пыль, вибрация, шум, инфракрасное излучение) и психофизиологическим (физическая динамическая нагрузка в виде механической работы за смену, статическая физическая нагрузка на две руки за смену, освещенность цеха, монотонность труда с учетом числа приемов в операции и длительности повторяющихся операций, темп работы).

Конечные результаты вычислений выводятся в виде таблиц с указанием профессии работающего, номера рабочего места, возможного прироста производительности труда (табл. 1).

Таким образом, составленная программа позволит с минимальной затратой времени оценить условия труда на рабочих местах, произвести расчет ожидаемого прироста производительности труда в результате улучшения условий труда на отдельных рабочих местах в литейных цехах. Программа может быть использована практически при любом количестве рабочих мест в различных цехах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Определение эффективности мероприятий по улучшению условий труда: Межотраслевые методические рекомендации. — М., 1979. — 59 с.
2. Оценка влияния условий труда на его производительность и эффективность производства: Межотраслевые методические рекомендации. — М., 1984. — 63 с.

ПОЛУЧЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Перспективным методом получения жаропрочных алюминиевых материалов является дисперсное упрочнение алюминиевой матрицы химически и термически стабильными мелкодисперсными частицами.

Введение упрочняющих частиц в алюминиевую основу методами традиционной металлургии неэффективно вследствие склонности частиц к агломерации и невозможности их гомогенного распределения.

Для получения дисперсно-упрочненных гранул алюминия была использована технология "реакционный размол", которая заключается в следующем.

В порошок алюминиевой матрицы вводили графит, оксид алюминия Al_2O_3 , гексагональный бор нитрид BN, которые образуют с матрицей термостабильные химические соединения (дисперсоиды). Содержание дисперсоидов в конечном продукте изменялось за счет варьирования массы вводимых в алюминиевый порошок добавок.

Приготовленную порошковую шихту перемешивали в вальцевом смесителе для более равномерного распределения добавок, а затем подвергали размолу в высокоэнергетической шаровой вибрационной мельнице. В качестве размалывающих тел использовали стальные шары диаметром 8 мм. Шаровая нагрузка составляла 48 Н. В процессе работы мельницы бочки с шихтой получают вращательное движение, и одновременно им сообщается колебательное движение высокой частоты. При этом размалываемая шихта подвергается ударному воздействию со стороны шаров при их соударении. Чтобы избежать дополнительного окисления шихты в ходе размола и связанного с этим ростом температуры бочки с шихтой герметично закрывались крышками.

Важнейшим технологическим параметром, от которого зависят как свойства конечного продукта и выход годного гранулята, так и расход энергии, является продолжительность размола.

Целью настоящего исследования являлось установление оптимальной продолжительности размола с точки зрения повышения выхода годного гранулята, а также обеспечения гранулометрического состава, обладающего наилучшими технологическими свойствами.

Гранулометрический состав полученных гранулятов определяли методом ситового анализа на вибрационной установке. В результате изменения продолжительности размола от 15 мин до 5 ч было установлено, что в ходе размола частицы алюминиевого порошка измельчаются, перемешиваются с добавками и вновь свариваются, образуя гранулы. При этом происходит гомогенное тонкодисперсное распределение частиц упрочняющей фазы и их проникновение в материал основы. Таким образом, реакционный размол шихты характеризуется одновременным протеканием двух процессов: дроблением исходных частиц порошка и их вторичным схватыванием.

Это хорошо иллюстрируется характером кривых распределения частиц по

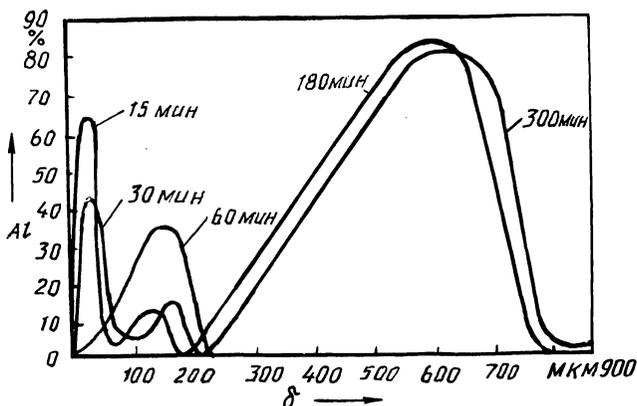


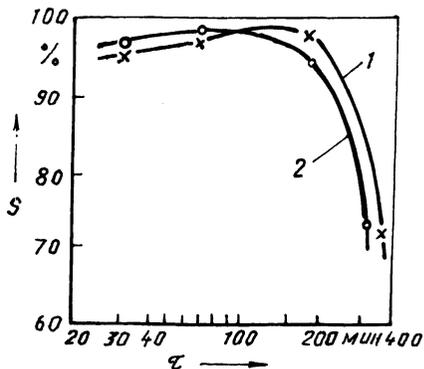
Рис. 1. Гранулометрический состав системы в зависимости от продолжительности размолта

гранулометрическому составу (рис. 1). С увеличением времени размолта шихты количество частиц мелких фракций (менее 45 мкм) постепенно уменьшается. С другой стороны, растет удельный вес крупных фракций (более 90 мкм). После того как все мелкие частицы исчезнут, гранулят приобретает металлический блеск, и это в первом приближении можно считать окончанием процесса размолта. Для исследованных систем ($Al-Al_2O_3$, $Al-BN$, $Al-C$, $Al-Sn$, $Al-Al_2(C_2O_4)_3 \cdot 4H_2O$ и др.) продолжительность размолта 1–2 ч была признана оптимальной, так как дальнейшее ее увеличение не способствует улучшению механических свойств гранулятов, но сопровождается иногда чрезмерным укрупнением гранул, затрудняющим их последующую обработку. При увеличении продолжительности размолта с 3 до 5 ч не происходит сколько-нибудь значительного изменения гранулометрического состава гранулята. Так, после 3 (5) ч 80 % частиц имеют размеры более 630 мкм. Описанная тенденция является типичной и не зависит от исходной дисперсности алюминиевого порошка (в опытах в качестве основного компонента шихты применяли порошок различной дисперсности, выпускаемой фирмой Eckart). Сравнительный анализ порошков алюминия разной исходной дисперсности показал, что наибольшей тенденцией к свариванию, т.е. росту размера частиц, обладает порошок средней дисперсности.

В ходе исследования установлено, что грануляты с размером частиц 250–1000 мкм при минимальном содержании просева (частиц мелких фракций менее 63–100 мкм) обнаруживают наилучшие технологические свойства и обеспечивают высокие механические характеристики полученных из них продуктов.

Для определения выхода годного гранулята после окончания размолта производили его взвешивание. Характер зависимости выхода гранулята от продолжительности размолта показан на рис. 2. Независимо от химического состава и содержания дисперснообразующих добавок (Al_2O_3 , Sn, BN, C и др.) характер этой зависимости сохраняется. В течение первых 30 мин от начала размолта выход гранулята несколько снижается, затем возрастает почти

Рис. 2. Выход гранулята в зависимости от продолжительности размола. Состав шихты:
 1 — Al + 10Sn %; 2 — Al + 4 % Al₂O₃



до 100 % при часовом размоле, после чего начинает плавно снижаться за счет всевозрастающей адгезии частиц Al к стенкам бочек и шарам. Введение в шихту даже больших количеств (4 и 10 % по массе) Al₂O₃ и Sn не меняет характера этой зависимости при продолжительности размола до 3 ч. Более длительный размол приводит к резкому уменьшению выхода гранулята с добавками 4 % Al₂O₃ и 10 % Sn. В целом необходимо отметить высокий процент выхода гранулята (от 93,6 до 99,9 %) за исключением двух режимов с высокой продолжительностью размола, рассмотренных выше.

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.793.8.66.018:621.785.5

Р.Г.ГАЛИН, Л.Г.ВОРОШНИН,
 В.В.ОСТРЯКОВ, Б.Н.ЛУНЕГОВ,
 А.И.ШЕЙНКМАН

УСТОЙЧИВОСТЬ ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА НАСЫЩАЮЩЕЙ СМЕСИ ПРИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Технологичность насыщающей порошковой смеси, используемой при химико-термической обработке металлических изделий, определяется в основном возможностью ее многократного использования с сохранением стабильности по толщине, составу диффузионного покрытия и качеству поверхности. Имеющиеся данные [1] о возможности многократного использования насыщающих смесей (НС) свидетельствуют о том, что на указанные параметры в наибольшей степени оказывает влияние изменение химического и дисперсионного состава НС в процессе химико-термической обработки изделий. Если по изменению химического состава для большинства НС имеются достаточно подробные сведения [1], то относительно изменения дисперсионного состава встречаются лишь ссылки на частичное спекание или сплавление НС. Отсутствие данных об устойчивости дисперсионного состава (УДС) порошковых

смесей ограничивает возможность эффективного поиска в направлении повышения технологичности НС, особенно при насыщении, проводимом в режиме, допускающем образование в них жидкой фазы [2].

Целью данной работы явилось исследование изменения дисперсионного и химического состава НС, используемых при цинковании изделий в широком температурном и временном интервале.

Для исследования были приняты НС четырех типов:

- 1) порошок цинка ПЦ-4 (ГОСТ 12601-76) фракции 125 мкм;
- 2) смеси порошка ПЦ-4 с оксидом алюминия (ТУ 6-09-426-75), который перед приготовлением смеси просеивали через сито № 0125 и прокаливали при 800 °С в течение 5 ч;
- 3) смесь порошка цинка ПЦ-4 с оксидом цинка (ГОСТ 10262-73), просеянным через сито № 0125;
- 4) порошок цинка ПЦ-4, предварительно подвергнутый обработке водяным паром по методике, изложенной в [3].

Указанные смеси подвергали термообработке в условиях, аналогичных режиму, при котором осуществляется химико-термическая обработка, но без изделий. Упаковку контейнера, его герметизацию осуществляли по общепринятой методике [4].

Температуру смеси измеряли хромель-алюмелевой термопарой, введенной непосредственно в нее через плавкий затвор. Регулировку температурного режима осуществляли с помощью потенциометра.

После термообработки смеси при заданной температуре в течение определенного времени контейнер охлаждали на воздухе, после чего в извлеченной из него порошковой смеси определяли содержание окисленного цинка по методике [5], а также проводили ситовый анализ НС. Поскольку изменение

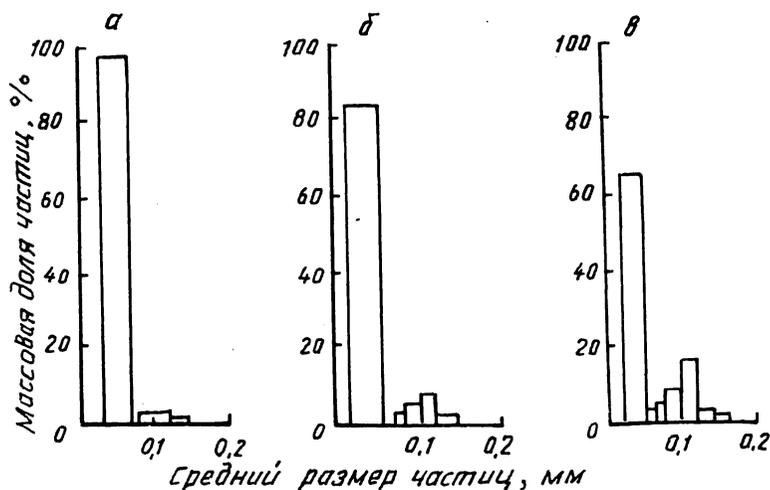


Рис. 1. Гистограмма распределения частиц порошковой смеси по размерам: а — исходный порошок цинка марки ПЦ-4; б — порошок цинка после гидротермальной обработки НС4; в — НС4 после термообработки при 690 °С в течение 4,5 ч

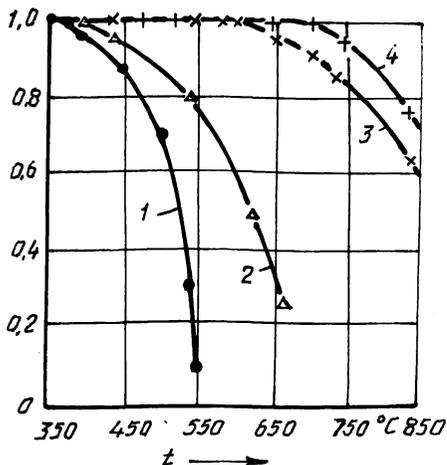


Рис. 2. Зависимость устойчивости насыщающих смесей от температуры их нагрева:

1 — НС1, время выдержки 1 ч; 2 — НС2, 1 ч; 3 — НС4, 4 ч; 4 — НС4, 1 ч

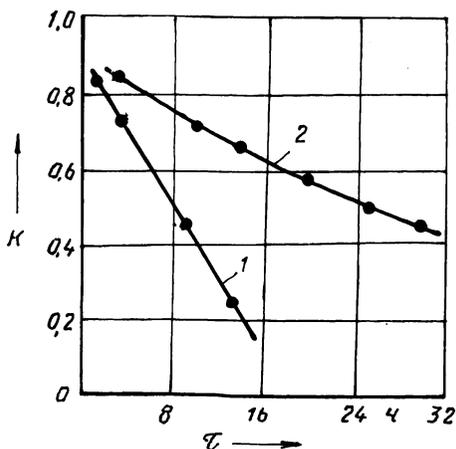


Рис. 3. Зависимость устойчивости дисперсионного состава насыщающих смесей от продолжительности термообработки:

1 — НС1 ($t = 450^{\circ}\text{C}$); 2 — НС4 ($t = 740^{\circ}\text{C}$)

дисперсионного состава смеси в результате ее термообработки сказывается прежде всего на появлении частиц более крупного размера (рис. 1), в качестве интегрального показателя УДС был выбран параметр $K = M_1/M_0$, где M_1 — масса порошковой смеси, прошедшей через сито с размером ячейки 125 мкм, M_0 — общая масса порошка в контейнере. По своему физическому смыслу параметр K соответствует массовой доле порошка, сохранившего после термообработки исходный дисперсионный состав.

Химический состав НС-1 во всем выбранном температурном и временном интервале термообработки не изменяется. Как и в исходном порошке, содержание цинка в ней составляет 95%. УДС этой смеси при температуре ее ниже температуры плавления также не изменяется ($K = 1$) даже при выдержке 30 ч. Однако после термообработки при температуре, превышающей температуру плавления цинка, УДС резко понижается и тем больше, чем выше температура.

При 550°C параметр устойчивости смеси против спекания приближается к нулю, смесь начинает сплавляться (рис. 2). Увеличение времени термообработки также приводит к понижению УДС, причем изменение K во времени носит в исследованном временном интервале практически линейный характер (рис. 3). Введение в исходный порошок цинка до 30% оксида цинка (НС-3) практически не изменяет описанных выше закономерностей изменения параметра K во всех исследованных температурном и временном интервалах.

При наличии в смеси оксида алюминия резко повышается УДС порошка при температурах, значительно превышающих температуру плавления цинка (рис. 2, 4). Полная ($K = 1$) УДС порошка при температуре 550°C и выдержке 1 ч достигается при соотношении цинка и оксида алюминия 2:3. Химический анализ этого порошка на содержание активного металла показал, что допол-

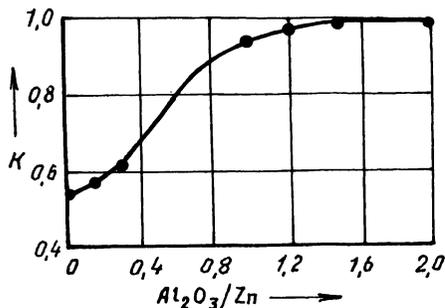


Рис. 4. Зависимость устойчивости доли порошка цинка ПЦ-4 от содержания Al_2O_3

нительного окисления порошка цинка в процессе термообработки не происходит.

Повышение УДС частицами оксида алюминия объясняется пространственным разделением жидких частиц цинка твердыми частицами оксида алюминия, которые в отличие от частиц оксида цинка не смачиваются расплавом цинка [6].

Химический анализ НС-4 перед термообработкой показал, что содержание в ней цинка после обработки водяным паром снижается до 75 %, при этом дисперсионный состав практически не отличается от НС-1 (см. рис. 1).

Таким образом, исходная НС-4 по составу и дисперсности идентична НС-3. Однако УДС НС-4 существенно выше УДС всех остальных исследованных в работе смесей (см. рис. 2).

Дисперсионный состав НС-4 сохраняется неизменным ($K = 1$) до температуры 700 °С при 4 ч выдержки, а при 550 °С — даже при термообработке в течение 30 ч. Лишь при температуре 740 °С значение K резко падает (см. рис. 3).

Как показали результаты химико-термической обработки, смесь НС-4 может быть использована для цинкования изделий при температурах до 700 °С без заметного снижения скорости их насыщения при многократном (в наших опытах 5-кратном) ее использовании.

Установленная аномально высокая по сравнению с другими смесями УДС НС-4, по-видимому, обусловлена тем, что при обработке частиц порошка цинка водяным паром на их поверхности формируются оболочки из оксигидроксидных соединений цинка, предотвращающих слияние частиц смеси.

Таким образом, предложен метод количественной оценки устойчивости дисперсионного состава насыщающих смесей, используемых при химико-термической обработке изделий. С помощью указанного метода выявлена возможность существенного повышения технологичности смесей, используемых при цинковании изделий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Под ред. Л.С.Ляховича. — М., 1981. — 250 с. 2. Ворошнин Л.Г., Кухарев Б.С., Пантеленко Ф.И. Особенности формирования карбидных покрытий при использовании эффекта жидкометаллической фазы // Металлургия. — Мн., 1979. — Вып. 13. — С. 141—144. 3. Лебедев В.В. Физико-химические основы процессов получения водорода из воды. — М., 1987. — 198 с. 4. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термиче-

ская обработка металлов. — М., 1985. — 193 с. 5. В а с и л ь е в а З.Г., Г р а н о в - с к а я А.А. Лабораторные работы по общей и неорганической химии. — М., 1979. — 201 с. 6. П о п е л ь С.И. Смачивание огнеупорных материалов расплавленным металлом и шлаком // Труды УПИ. Вопр. теории и практики литейного пр-ва. — Свердловск, 1959. — Вып. 85. — С. 162

УДК 621.785.5

Н.Г.КУХАРЕВА, А.М.ИСЛАМОВ

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ*

Существенным образом повысить коррозионную стойкость изделий из углеродистых сталей можно при использовании комбинированной обработки — нанесении покрытий гальваническим или химическим способом с последующей химико-термической их обработкой.

Так как основными легирующими элементами коррозионно-стойких сплавов и сталей являются хром и никель, представляет интерес следующая схема обработки изделий: нанесение гальванического никелевого покрытия с последующей химико-термической его обработкой в порошковых средах и на основе хрома.

Однако в литературе недостаточно данных о влиянии условий нанесения гальванических покрытий и последующей химико-термической обработки на коррозионную стойкость получаемых покрытий.

В результате исследования кинетики коррозионного разрушения предварительно никелированных образцов из углеродистых сталей с диффузионными покрытиями на основе хрома изучен характер изменения их электрохимических характеристик в зависимости от условий химико-термической обработки и толщины никелевого подслоя, оптимизированы условия получения коррозионно-стойких покрытий в водных растворах неорганических кислот, разработаны практические рекомендации с целью внедрения технологии замены изделий из высоколегированных нержавеющей сталей на углеродистые с покрытием.

Исследования были выполнены на образцах из стали 20 и У8. Гальваническое никелирование осуществлялось из сернокислого электролита. В качестве коррозионных сред были выбраны неорганические кислоты различных концентраций, которые по окислительной способности располагаются в следующем порядке: азотная, серная и хлорсодержащая соляная. Эти кислоты находят применение во многих отраслях промышленности.

Химико-термическая обработка образцов осуществлялась в порошковых средах. Коррозионная стойкость диффузионных покрытий оценивалась гравиметрическим и электрохимическим методами.

На основании результатов, полученных при изучении процессов хромирования, хромосилицирования предварительно никелированных углеродистых

* Работа выполнена под руководством д-ра техн. наук Л.С.Ляховича.

сталей, была проведена оптимизация этих процессов. Установлено, что наибольший эффект повышения коррозионной стойкости достигается при использовании процесса хромо силицирования.

Следующим этапом исследований явилось изучение возможности повышения коррозионной стойкости образцов из предварительно никелированных сталей введением в насыщающую смесь оксидов таких элементов, как молибден, вольфрам, ванадий, цинк, кобальт, ниобий, положительное влияние которых на коррозионную стойкость материалов известно.

Наибольший эффект повышения коррозионной стойкости был достигнут при введении в насыщающую смесь оксида молибдена.

Диффузионные слои, формирующиеся на образцах из предварительно никелированных сталей 20 и У8 после химико-термической обработки при температуре 900–950 °С в используемых составах, идентичны и представляют светлую зону, являющуюся твердым раствором хрома и соответствующих легирующих элементов в никеле. Толщины диффузионных слоев составляют 28–40 мкм независимо от легирующего элемента и состава материала. В некоторых случаях при увеличении температуры химико-термической обработки до 1100 °С и продолжительности процесса до 6 ч наблюдалось увеличение диффузионного слоя до 50 мкм с сохранением той же структуры. Микротвердость диффузионных слоев независимо от марки сталей изменялась в пределах 2500–3000 МПа. Рентгенографические исследования параметра решетки никеля показали его увеличение при введении в насыщающую смесь силикокальция и оксида молибдена. Значительное изменение параметра решетки проявляется при введении силикокальция.

Для определения наиболее агрессивной концентрации используемых неорганических кислот по отношению к исследуемым диффузионным покрытиям было изучено влияние концентраций азотной, серной и соляной кислот на коррозионную стойкость образцов из предварительно никелированных сталей после их хромирования, хромирования с добавлением кремния, хромирования с добавками кремния и молибдена.

Концентрации кислот были выбраны следующие: 1 %, 5, 10, 20, 30 %. Прямой корреляции между коррозионной стойкостью диффузионно-упрочненных материалов и концентрацией кислот не наблюдается. Оценивая полученные результаты, можно отметить, что 10 %-е водные растворы исследуемых кислот являются одними из наиболее агрессивных по отношению к диффузионным покрытиям исследуемых типов.

Результаты коррозионных испытаний показали, что при использовании предварительного никелирования нивелируется влияние углерода в стали на коррозионную стойкость покрытий.

По данным микрорентгеноспектрального анализа исследуемых покрытий было установлено, что снижение содержания железа в диффузионном слое при одновременном отсутствии в нем алюминия положительно сказывается на их коррозионной стойкости.

Состав покрытия, полученного из насыщающей среды на основе хрома с добавками кремния и молибдена, можно приблизительно по составу идентифицировать с составом сплава типа инконель.

Результаты коррозионных испытаний, полученные гравиметрическим ме-

тодом, хорошо согласуются с результатами электрохимических методов исследования.

Как показали проведенные исследования, по току коррозии, определяемому по методу Оулдхема и Мансфелда и методу четырех точек, можно получить сравнительную картину коррозионной стойкости диффузионно покрытий различных типов.

Метод съемки поляризационных кривых позволил не только подтвердить результаты гравиметрических испытаний (с помощью характеристик — стационарного потенциала, ширины области пассивации, критического тока пассивации и тока в пассивном состоянии), но и изучить характер разрушения исследуемых диффузионных покрытий.

Благодаря анализу поляризационных кривых установлено, что все исследуемые диффузионные покрытия могут самопассивироваться. Это подтверждалось тем, что редокс-потенциал среды во всех электролитах и для всех исследуемых покрытий находится в области площадки пассивации. А форма поляризационных кривых для диффузионных покрытий в 10 %-м водном растворе соляной кислоты и результаты измерения потенциала питтингообразования свидетельствовали о том, что данные покрытия в этой среде не склонны к питтингообразованию и подвергаются равномерной общей коррозии.

Изучение характера коррозионного разрушения покрытий после испытаний показало, что при введении в насыщающую смесь используемых добавок существенно изменяется концентрация легирующих элементов в поверхностной зоне диффузионного слоя, что подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа, а также в корне меняется механизм коррозионного разрушения, что было подтверждено измерением потенциалов питтингообразования.

Если на хромированных образцах после испытаний во всех исследуемых средах наблюдается явно выраженное питтингообразование, то с введением в насыщающую смесь силикокальция и особенно оксида молибдена резко снижается склонность покрытий к питтингообразованию. Причем это наиболее резко проявляется в азотной кислоте, которая является сильным окислителем. Морфология поверхности образцов, полученных при использовании добавок оксида молибдена, свидетельствует об изменении характера коррозионного разрушения — от питтингообразования к равномерной общей коррозии.

Вышеизложенное подтверждается результатами измерения потенциалов питтингообразования, которые при введении в смесь добавок кремния и особенно оксида молибдена смещаются в более положительную область, разница между потенциалом питтингообразования и потенциалом перепассивации уменьшается.

Причиной образования питтингов могут служить сегрегации легирующих элементов слоя, что подтверждается данными сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Отсутствие особенностей в структуре диффузионного слоя при введении в насыщающую смесь 25 % силикокальция и оксида молибдена объясняет резкое увеличение коррозионной стойкости покрытий в исследуемых средах.

С учетом способности добавок оксида молибдена в хромосилицирующую смесь существенно повышать коррозионную стойкость покрытий на образцах из предварительно никелированных сталей во всех используемых средах,

а также возможности эффективной оценки коррозионной стойкости электрохимическими методами была проведена оптимизация процесса получения данного покрытия на предварительно никелированных углеродистых сталях с целью достижения максимальной коррозионной стойкости в азотной кислоте.

Параметром оптимизации является ток коррозии, определяемый по методу четырех точек. В результате были установлены следующие условия получения коррозионно-стойкого покрытия на углеродистых сталях: $t_{\text{ХТО}} = 920 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ХТО}} = 4 \text{ ч}$, состав среды (% по массе) – 49 % Al_2O_3 + 4,5 % Al^+ + 42,8 % Cr_2O_3 + 2,7 % СК25 + 1 % KBF_4 .

Оптимальные режимы химико-термической обработки и состав смеси были использованы при проведении промышленного опробования изделий и внедрены на предприятиях БелоМО с экономическим эффектом 114 тыс. руб. в год. Как показали результаты опытно-промышленного опробования изделий, данные покрытия могут служить защитой изделий от атмосферной коррозии и от воздействия хлорсодержащих солевых сред.

УДК 621.785.5

С.Н.ЛЕВИТАН, А.ФРИДЖАТ,
И.М.ИВАНОВА

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦИНКАЛЮМИНИЕВЫХ ТЕРМОДИФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ 08 КП*

В практике антикоррозионных мероприятий широкое распространение получили металлические и неметаллические защитные покрытия. При выборе того или иного типа покрытия прежде всего необходимо учитывать влияние на его эксплуатационные характеристики взаимообусловленных факторов, к которым следует отнести: место защищаемого металла и металла покрытия в электрохимическом ряду напряжений; свойства и природу коррозионной среды; физико-химические свойства продуктов коррозии; химический, фазовый состав покрытия, его толщину и сплошность; явление электрохимической поляризации.

По механизму защитного действия различают покрытия анодного и катодного типов. Очевидно, что в случае протекания процессов атмосферной коррозии для повышения коррозионной стойкости изделий целесообразно использовать металлические покрытия анодного типа. По отношению к железу и сплавам на его основе анодными являются только цинковые и частично кадмиевые покрытия**, а в определенных средах алюминиевые и станнатные [1]. Поэтому не случайно в условиях промышленной эксплуатации широкое применение находят изделия с покрытиями на основе цинка, получаемыми жидкостным методом, подвергнутые соответствующей термической обработке.

* На воздухе и в водной среде кадмий становится анодом по отношению к железу вследствие большей склонности последнего к пассивированию.

** Работа выполнена под руководством канд. техн. наук Б.С.Кухарева.

Японскими исследователями [2] установлено, что в процессе атмосферной коррозии протекание анодного процесса на поверхности оцинкованной стали сопровождается растворением цинка с образованием $Zn(OH)_2$, который легко дегидратирует в ZnO . Последний, являясь полупроводником, практически не препятствует ионизации кислорода, тогда как $Zn(OH)_2$ сильно тормозит эту реакцию и процесс коррозии в целом. При легировании оксида цинка железом понижается электропроводимость последнего и тем самым усиливаются защитные свойства ZnO . Это, в частности, может служить объяснением необходимости термообработки изделий из горячеоцинкованной стали, приводящей к образованию железоцинкидных фаз, корродирующих с образованием оксида цинка, легированного железом.

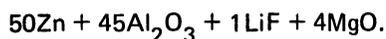
Авторы работы [3] обращают внимание на возможность стабилизации $Zn(OH)_2$, образующегося в условиях атмосферной коррозии при легировании цинка алюминием, магнием, никелем, кобальтом, хромом, марганцем. Этим обусловлено преимущественное применение в последние годы цинкалюминиевых покрытий, характеризующихся повышенной атмосферостойкостью по сравнению с чисто цинковыми [4].

Из многих известных способов нанесения металлических покрытий наиболее простым, а также по существу единственно пригодным для обработки мелкомерных деталей сложной конфигурации является способ диффузионного насыщения из порошковых сред. Однако в литературе практически отсутствуют сведения об атмосферостойком покрытии, полученном газоконтактным способом на основе цинкалюминиевого сплава.

Ставилась задача изучить особенности структуры и свойства цинкалюминидного термодиффузионного покрытия, формирующегося на образцах из стали 08 кп в результате осуществления дуплекс-процесса по схеме алитирование + цинкование.

Первую стадию обработки — алитирование — осуществляли при температуре 800, 850 °С в течение 4 ч в средах на основе ферроалюминия с содержанием алюминия от 10 до 50 % (по массе).

Цинкование предварительно алитированной стали проводили в течение 4 ч при 400–450 °С в смеси, содержащей (% по массе) :



На основании проведенных исследований установлено, что структура и химический состав алюмоцинкидных покрытий определяются структурой алюминидной подложки. Так, алитирование в средах на основе 30–50 % ферроалюминия ($t \geq 800$ °С) и последующее цинкование при 500 °С приводят к формированию диффузионного слоя, представляющего $FeAl$ -фазу, легированную цинком с микротвердостью 4000–4800 МПа.

Содержание алюминия от поверхности по толщине слоя изменяется от 30 до 17 %, а цинка — от 13 до 4 %. Результаты электрохимических исследований свидетельствуют о затрудненности протекания реакций анодного растворения алюмоцинкидных покрытий по сравнению с цинкидными или алюминидными покрытиями. Причем это усиливается по мере увеличения содержания алюминия в $FeAl$ -фазе. Объяснением может служить образование продуктов коррозии на основе гидроксида цинка и оксида цинка, легированного железом.

Испытания образцов из стали 08 кп с цинкидным, алюминидным и алюмоцинкидным покрытиями в условиях, имитирующих различные виды атмосферной коррозии (атмосфера с 98 %-й влажностью, $t_{\text{исп}} = 25^\circ\text{C}$; периодическое погружение в 3 %-й водный раствор NaCl), показали, что у алюмоцинкидного покрытия коррозионная стойкость в 9 и 5 раз выше, чем у алюминидного и цинкового соответственно.

Показатель жаростойкости образцов из стали 08 кп с алюмоцинкидным покрытием при $t_{\text{исп}} = 500^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{исп}} = 300$ ч не превышает 5 г/м^2 , в то время как для сталей, подвергнутых диффузионному цинкованию и алитированию при прочих равных условиях, он достигает 40 и 15 г/м^2 соответственно.

Анализ полученных результатов позволяет утверждать, что получаемое покрытие по своим свойствам не уступает лучшим зарубежным аналогам.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б а к а л ю к Я.Х., П р о с к у р к и н Е.В. Трубы с металлическими противокоррозионными покрытиями. — М., 1985. — 200 с. 2. J a s u h i r o M., J o j i O., S h i g e y o s h i M. Fundamental research on corrosion of protected steel of automobiles // Trans. Iron and Steel Inst. Jap. — 1983. — Vol. 23, No 11. — P. 974–983. 3. S a i l o T., O k a J., W a k e R. Development and properties of Zn–Al alloy electroplated steel sheet // Nippon techn. Rept. — 1985. — No 25. — P. 1–10. 4. T a n o K., H i g u s h S. Developments and properties of Zn–Al alloy coated steel sheet with high corrosion resistance (superzink) // Nippon steel techn. Rept. — 1985. — No 25. — P. 29–37.

УДК 621.785.539

В.Ф.ПРОТАСЕВИЧ, Б.С.КУХАРЕВ

ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМОТЕРМИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ДВУХФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Характерной особенностью порошковой металлотермической среды является изменение ее первоначального фазового состава и строения в процессе ее восстановления. В результате металлотермических реакций фазовый состав смеси, составленной из определенных компонентов, изменяется. Его можно примерно предсказать исходя из реакций, предположительно происходящих в процессе восстановления. Однако только из расчетов установить точный фазовый состав, а тем более строение порошковой среды после металлотермического восстановления не представляется возможным.

В настоящей работе представлены результаты исследования алюмотермической смеси для двухфазного борирования, составленной из оксида бора, оксида алюминия, алюминия и хлористого аммония. Исследования проводили в такой последовательности: 1) восстановление смеси; 2) размол смеси; 3) выделение из смеси фракции менее 0,01 мм методом отмучивания; 4) ситовое разделение смеси на фракции; 5) микроскопический анализ смеси с целью выявления ее состава по видам зерен, отличающихся по форме, цвету и строению; 6) рентгеноструктурный анализ смеси, фракций и отдельных

Табл. 1. Некоторые характеристики диффузионного слоя в зависимости от соотношения B_2O_3/Al

Соотношение B_2O_3/Al	Содержание Al_2O_3 , %	Тип слоя	Толщина слоя, мкм	
			общая	FeB
2,3	30	Борированный	110	—
1,5	30	То же	210	80
1,27	30	— " —	230	100
1	30	Неборированный	150	—
0,6	30	То же	200	—
1,27	70	Борированный	180	40

зерен; 7) исследование строения поверхности отдельных зерен их химического состава с привлечением микрорентгеноспектрального анализа.

Исследованию были подвергнуты борированные смеси, отличающиеся по составу соотношением $B_2O_3 / Al = 2,3; 1,5; 1,27; 1,0; 0,6$ и содержанием оксида алюминия в размере 30 или 70 % от всей массы смеси, включающей также порошки оксида бора, алюминия и хлористого аммония (табл. 1).

Изменение соотношения между содержанием оксида бора и алюминия приводит к переходу диффузионного слоя от однофазного к двухфазному, а затем к неборированному.

Гранулометрические составы исследуемых порошковых сред представлены на рис. 1. Характер фракционного распределения смесей изменяется в зависимости от массы первоначально вводимого в состав оксида алюминия. Увеличение его до 70 % приводит к росту доли мелких фракций в смеси при максимальном содержании фракций размером 0,1–0,05 мм. Такая смесь отличается сыпучестью и отсутствием спекаемости ее частиц в процессе насыще-

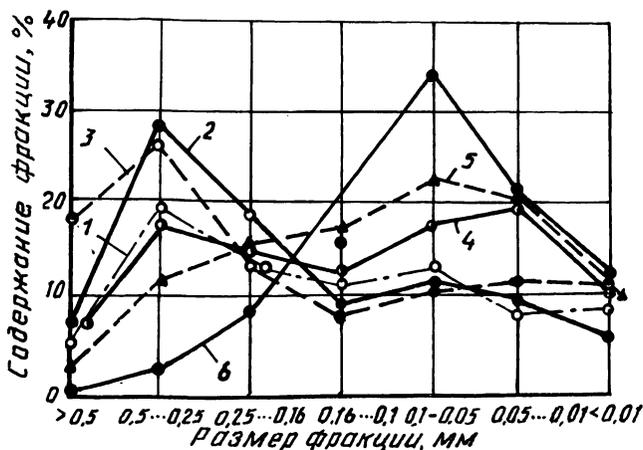


Рис. 1. Характер фракционного распределения смеси при соотношении B_2O_3/Al :
1 — 2,3; 2 — 1,5; 3 — 1,27; 4 — 1; 5 — 0,6; 6 — 1,27; 1–5 — при 30 % Al_2O_3 ; 6 — 70 % Al_2O_3

ния. Смеси, содержащие 30 % оксида алюминия, сильно спекаются. Соответственно доля крупной фракции 0,5–0,25 мм после размола выше, чем мелких.

При использовании рентгеноструктурного анализа был частично идентифицирован фазовый состав порошковых сред. После алюмотермического восстановления смеси содержат: алюминий, оксид алюминия и соединение $9\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$, которое образуется преимущественно в смесях с соотношением $\text{B}_2\text{O}_3/\text{Al} = 2,3; 1,5$. Алюминий в смеси сохраняется в основном при малых соотношениях $\text{B}_2\text{O}_3/\text{Al} = 1; 0,6$. Исследования фазового состава порошковых сред после алюмотермического восстановления не подтвердили образования в смеси боридов алюминия и кристаллического бора. По-видимому, в данных смесях формирование борированного слоя происходит за счет бора аморфного.

УДК 669.017:539.219.3:620.186.6

Г.Г.ПАНИЧ, Н.А.ГАЛЫНСКАЯ,
Е.Ф.КЕРЖЕНЦЕВА

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЗМА БОРОХРОМИРОВАНИЯ СТАЛЕЙ

Соединения системы бор – хром обладают многими ценными свойствами: высокими твердостью, износостойкостью, коррозионной и окислительной стойкостью. Во многих отношениях бориды хрома более ценны, чем бориды железа. Попытки исследователей создать технологический процесс одновременного насыщения сталей бором и хромом с целью получения покрытий, содержащих бориды хрома, к успеху не привели. При этом образовывались либо борированные слои, либо хромированные, либо бориды хрома в смеси при отсутствии покрытий на металле [1].

Учитывая высокие эксплуатационные свойства хромоборидных покрытий, исследователи перешли к последовательному способу их получения. Весьма интересна в этом отношении работа [2], в которой исследовано хромирование борированных сталей. В ней, однако, имеется ряд не вполне ясных вопросов, которые нуждаются в дальнейшем изучении.

Авторами работ [1, 2] механизм процесса последовательного насыщения стали активными боридообразующим элементом представляется в следующем виде. При насыщении железоборидного слоя хромом последний постепенно замещает железо в структуре фазы Fe_2B , так как фазы Cr_2B и Fe_2B изоморфны. Автором [2] в диффузионных слоях обнаружены также карбиды хрома. Данные о точном составе всех перечисленных соединений не приводятся. При анализе приведенных результатов возникли следующие вопросы, нуждающиеся в уточнении. Во-первых, фазы Fe_2B и Cr_2B не изоморфны [3] и растворение в гемибориде железа значительных количеств хрома маловероятно. Во-вторых, было установлено [4], что состав боридов железа, получаемых при борировании углеродистых сталей постоянен: не зависит от способа насыщения изделий, температуры и длительности процесса, содержания в стали угле-

рода и не изменяется по толщине диффузионного слоя. В фазе постоянного состава рост диффузионного слоя возможен лишь в результате зернограничной диффузии при постоянстве концентрации компонентов в объеме кристаллитов. Таким образом, необходимо было исследовать химический состав всех фаз борохромированного слоя и на основании данных судить о механизме образования.

Микрорентгеноспектральный способ не обладает локальностью, достаточной для измерения концентраций в каждой из пяти фаз слоя, причем некоторые из них в микроструктуре не выявляются. Поэтому об изменениях состава соединений судили по данным о периодах их кристаллических решеток в сопоставлении с данными об атомных радиусах компонентов слоя [5]. Оптимальным в данном случае является метод экстраполяции периода решетки к углу отражения 90° , позволяющий при непрерывной съемке на дифрактометре получить погрешность не более $0,001 \text{ \AA}$ (что более чем на порядок ниже обычных смещений периодов решеток от изменения концентрации).

Сталь 45 подвергали двухфазному борированию, а затем хромированию газовым контактным способом в металлотермических порошкообразных средах, содержащих оксиды диффузанта (бора, хрома), восстановитель (алюминий) и активатор-газообразователь, при температурах $900\text{--}1050^\circ\text{C}$ в течение 4–6 ч. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в медном монохроматизированном излучении; непрерывная съемка проводилась при скорости счетчика 1 град/мин. Использование коротковолнового излучения меди позволило по данным съемки с поверхности образцов судить о структуре всего объема, содержащего продукты диффузионного воздействия процесса хромирования. Тем не менее в дальнейшем исследовали и фазовый состав по толщине слоев (до 100 мкм). Так как метод экстраполяции требует (особенно в сочетании с методом наименьших квадратов) большого объема вычислений, использовали программируемую микроЭВМ "Электроника БЗ-34", для которой была составлена библиотека программ, позволяющих с большой скоростью и высокой точностью решать задачи рентгеноструктурного анализа: производить одновременный расчет межплоскостных расстояний для всего снимка; автоматически экстраполировать периоды решетки кубической, тетрагональной и ромбической структур по линиям всего снимка (с решением систем линейных уравнений для некубических структур); рассчитывать атомную долю примеси по данным об изменении объема ее ячейки. Результаты анализа поверхности приведены в табл. 1.

Необходимо отметить, что неоднократные попытки получить слои бориды хрома на образцах из сталей, подвергнутых "однофазному" борированию, результатов не дали; слой Cr_2B образуется при достаточно большом содержании FeB. Избыток бора в гемибориде хрома также доказывает, что уравнение основного взаимодействия при хромировании боридного слоя должно иметь вид



Гемиборид железа, образовавшийся при этой реакции, содержит примесь хрома в отличие от Fe_2B , существовавшего в слое ранее и имевшего периоды решетки, равные табличным.

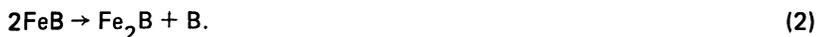
В отличие от гемиборида моноборид железа изменяет объем ячейки при

Табл. 1. Фазовый и химический состав борхромированного покрытия на образцах из стали 45

Фаза	Число отражений	Интенсивность линий	Сингония	Периоды решеток, Å						Объем ячейки		Изменение объема ячейки	Примесь	Состав покрытия	
				табличные			φ	опытные			табличный				опытный
				a	b	c		a	b	c					
Cr ₂ B	9	355	Ромбическая	14,837	7,338	4,255	15,3663	7,3272	4,225	463,258	475,701	Увеличение	Бор	CrB _{0,515}	
FeB	14	426	То же	$\frac{4,053^*}{4,0491}$	$\frac{5,495}{5,5047}$	$\frac{2,496}{2,9398}$	4,102	5,4021	3,1718	$\frac{65,611}{65,625}$	64,092	Уменьшение	Дефицит бора	FeB _{0,98}	
Fe ₂ B	10	500	Тетрагональная	$\frac{5,099}{5,1446}$	—	$\frac{4,240}{4,2303}$	5,0398	—	4,4755	$\frac{110,239}{111,96}$	113,93	Увеличение	Хром	(Fe ₉₃ Cr ₇) ₂ B	
Cr ₂₃ C ₆	11	500	Кубическая	10,66	—	—	10,6998	—	—	—	—	То же	Углерод	Cr ₂₃ C _{6,02}	
Cr ₃ C ₂	7	254	Ромбическая	5,545	2,830	11,470	5,5472	2,8426	11,2724	179,99	177,75	Уменьшение	Железо	(Cr ₉₄ Fe ₆) ₃ C ₂	

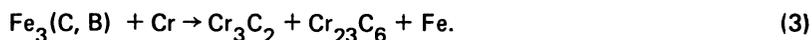
* В числителе приведены табличные значения периодов решеток фаз боридного слоя (до хромирования), в знаменателе — опытные значения.

хромировании незначительно, и притом в сторону уменьшения. Это объясняется процессом деборирования слоя, протекающим одновременно с хромированием:



Рентгеноструктурный анализ показал наличие в отработанной хромирующей смеси порошкообразной фазы Cr_2B .

Гемиборид железа, вновь образующийся по реакциям (1) и (2), содержит примесь хрома (см. табл. 1). Практически во всем объеме боридного слоя углеродистых сталей (прежде всего в несплошной его зоне) содержится углерод в виде борного цементита $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$. Это соединение, разлагаясь, при взаимодействии с более активным карбидообразователем — хромом — служит источником углерода для возникновения карбидов хрома:



По-видимому, углерод диффундирует к поверхности образца по границам кристаллов боридов, так как последние, судя по периодам решеток, углерода не содержат. Атомная доля углерода в цементите — средняя между его долей в соединениях Cr_3C_2 и Cr_{23}C_6 . Поэтому высокоуглеродистая фаза Cr_3C_2 образуется с примесью железа и характеризуется дефицитом углерода, а высокохромистая Cr_{23}C_6 , наоборот, избытком углерода.

Чтобы обеспечить образование боридов хрома, необходимо воспрепятствовать активной диффузии в глубь стали как хрома, так и бора. Диффузионное насыщение фольги из армко-железа толщиной 0,12 мм при температурно-временных условиях получения покрытий дало следующие результаты: при борировании как в порошке FeB , так и в Fe_2B получены слои гемиборидов хрома. При борировании из гемиборидов железа объем ячеек боридов хрома и железа в слое табличный; при насыщении же из моноборидов фаза Fe_2B содержит примесь хрома (т.е. это Fe_2B , образовавшийся по реакции (1), а в Cr_2B имеет место избыток бора). Насыщение стали 45 приводит к образованию на поверхности образцов Cr_2B и карбида хрома в большом количестве, на армко-железе же боридный слой деборируется, хром вступает в реакцию с железом с образованием фазы FeCr , тогда как борид хрома почти не образуется. Таким образом, содержащийся в стали углерод играет полезную роль, препятствуя рассасыванию хрома в глубину боридного слоя.

Изложенные выше результаты, а также исследование влияния температур и длительностей протекания алюмотермических процессов борирования и хромирования на фазовый состав покрытий показывают, что наибольшее количество упрочняющей фазы Cr_2B образуется при следующих условиях: двухфазное борирование при нижнем уровне температуры и длительности (900 °С, 4 ч); хромирование при верхнем уровне температуры и длительности, но без оплавления боридного слоя (1050 °С, 5–6 ч); сталь — среднеуглеродистая (0,3–0,5 % С по массе).

В результате длительной высокотемпературной выдержки при диффузионной металллизации в слое происходят процессы рекристаллизации. В сплошной его зоне кристаллиты приобретают зернистое строение, а на границе с серд-

цевиной сохраняют игольчатое, так как в этой части продолжается рост слоя и диссипации текстуры не происходит.

Борохромированные покрытия успешно прошли производственные испытания на львовском ПО "Кинескоп", Минском заводе стройматериалов, ЭКБ "Мясомолмаш". Применение процесса борохромирования позволило повысить эксплуатационную стойкость деталей от 2 до 8 раз. При внедрении разработанной технологии борохромирования на минском ЭКБ "Мясомолмаш" получен экономический эффект 67 тыс. руб. в год.

ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства двухкомпонентных покрытий на никелевых сплавах / Г.В.Земсков, Р.Л.Коган, Е.В.Косс и др. Защит. покрытия на металлах. — Киев, 1967. — С.102—106. 2. К о с с Е.В. Исследование процесса образования и свойств многокомпонентных диффузионных слоев, содержащих бор, хром, титан и алюминий: Автореф. дис ... канд. техн. наук. — М., 1977. — 16 с. 3. К у з ь м а Ю.Б. Кристаллохимия боридов. — Львов, 1983. — 160 с. 4. П а н и ч Г.Г. Исследование периодов кристаллических решеток соединений в диффузионных слоях // Металлургия. — Мн., 1979. — Вып. 13. — С. 151—153. 5. С а м с о н о в Г.В., В и н и ц к и й И.М. Тугоплавкие соединения. — 2-е изд. — М., 1976. — 560 с.

УДК 613.298:672/673:620.193

С.А.ТАМЕЛО, Ю.С.ШОЛПАН

К ВОПРОСУ О ПРИМЕНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПИЩЕВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Применение металлических материалов при контакте с пищевыми продуктами регламентируется санитарными службами. Однако разрешение на использование в машиностроении для пищевой промышленности стали или сплава той или иной марки сопровождается лишь самыми общими указаниями на область применения без учета условий эксплуатации деталей [1]. Так, шнеки для транспортировки пищевых масс, ножи для измельчения овощей и фруктов, изготовленные из углеродистых сталей, подвержены интенсивной коррозии и изнашиванию. Это приводит к быстрому выходу из строя деталей и узлов оборудования, загрязнению пищевых продуктов. Примеси металлов вызывают порчу фруктовых и овощных консервов, ухудшают вкусовые качества пищи [2].

В связи с высокой способностью к схватыванию и низкой стойкостью к коррозионно-механическому изнашиванию аустенитных нержавеющей сталей типа 18-8 в работе [3] не рекомендуется изготавливать из них детали машин.

Перспективным методом защиты деталей и узлов машин от коррозионно-механического изнашивания является нанесение на них покрытий. При всем многообразии металлических, полимерных и других покрытий, используемых для упрочнения деталей машин, нет ни одного разрешенного к применению в случае контакта с фруктами, овощами, соками и т.п.

По данным работы [4], высокую санитарно-гигиеническую надежность имеют решетки волчков для измельчения мяса, подвергнутые диффузионно-

му хромированию. Минздрав СССР разрешил использовать этот процесс для покрытия деталей, находящихся в контакте с пищевыми продуктами мясомолочного и сахарного производства.

Санитарно-химические испытания диффузионных покрытий в модельных средах консервных производств проводились в лаборатории токсикологии Минской СЭС по методике, утвержденной Главным санитарно-эпидемиологическим управлением Минздрава СССР [5]. Модельными средами, имитирующими овощные консервы, маринады, рассолы, служили дистиллированная вода и 2 %-й раствор уксусной кислоты, содержащий 2 % поваренной соли, а имитирующими фрукты, ягоды, соки и консервы из них, — дистиллированная вода и 2 %-й раствор лимонной кислоты.

Объем модельной среды устанавливался из расчета 1 см^3 на 2 см^2 площади поверхности испытываемых образцов. Количество образцов с одним видом покрытий зависело от объема модельной среды, необходимой для исследования миграции химических веществ. Продолжительность выдержки образцов в модельных средах устанавливалась в зависимости от среднего времени взаимодействия изделия с продуктом до загрязнения пищи. Так, для ножей, измельчающих фрукты, деталей запорной арматуры и насосов для перекачки соков, имеющих кратковременный контакт с перерабатываемым продуктом, время экспозиции составляло 3 суток. Если контакт с порцией продукта превышает 2 суток, продолжительность испытаний достигала 10 суток.

О пригодности покрытий к эксплуатации судили на основании следующих требований: 1) поверхность образцов должна быть гладкой, чистой, без пятен наплывов, иметь светлый тон; 2) внешний вид образцов не должен изменяться при воздействии модельных растворов и пищевых продуктов; 3) исследуемые образцы не должны изменять органолептических свойств модельных растворов. При наличии запаха, постороннего вкуса, изменении прозрачности и цвета растворов образец признается непригодным к эксплуатации.

Лишь при выполнении перечисленных требований проводится исследование миграции химических веществ в модельные среды. Наличие в растворе ионов хрома (Cr^{6+}) и ванадия (V^{5+}) определяли фотокалориметрическим методом. Первые — по образованию растворимого соединения красно-фиолетового цвета при взаимодействии ионов хрома с дифенилкарбазидом [5], вторые — по образованию окрашенного соединения пентавалентного ванадия с крезолфталеинкомплексом [6]. Чувствительность метода при определении ионов хрома составляет $0,00015 \text{ мг/л}$, а ионов ванадия — $0,01 \text{ мг/л}$. Наличие никеля (Ni^{2+}) определяли полярографическим методом на приборе ППТ-1. К 250 мл исследуемой модельной среды добавляли 250 мл 1 %-й соляной кислоты и выпаривали раствор на водяной бане досуха. Осадок прокаливали при $500 \text{ }^\circ\text{C}$ и исследовали. Предельно допустимая концентрация ионов никеля в растворе составляет 1 мг/л , а ионы хрома и ванадия не должны обнаруживаться.

На первом этапе исследовали диффузионные карбидные покрытия на образцах из чугуна СЧ 20 и стали 45 после их хромирования, ванадирования, хромосилицирования, хромомолибденирования, хромотитанирования, титанокобальтирования и титанованадирования в 2 %-м растворе лимонной кислоты в течение 10 суток.

Большинство чугунных образцов имели точечные поражения поверхност-

ного слоя, и дальнейшим исследованиям их не подвергали. Модельные среды после выдержки в них стальных образцов с карбидными покрытиями подвергали исследованию на наличие элементов, составляющих покрытие и сердцевину образца. Во всех случаях в модельных средах были обнаружены лишь ионы железа сверх предельно допустимой концентрации. Объяснением может служить то, что электродный потенциал карбидного слоя значительно благороднее потенциала сердцевины. Поэтому проникновение модельной среды по микротрещинам и другим дефектам карбидного слоя к стальной основе вызывает ускоренное растворение последней.

Как отмечалось ранее [7], высокой коррозионной стойкостью отличаются комбинированные гальванодиффузионные покрытия. Дальнейшим исследованиям подвергались покрытия, полученные химико-термической обработкой никелевого гальванического слоя: хромосилицированные и хромованадированные покрытия на образцах из стали 45 и хромотитанованадированные на образцах из чугуна СЧ 20, имеющие максимальную коррозионную стойкость в рассоле, хромотитанованадированное покрытие на образцах из стали 45 — в яблочном соке.

После десятисуточной выдержки образцов в дистиллированной воде исследовалась миграция ионов металлов. Во всех случаях были обнаружены лишь ионы никеля. Для хромотитанованадированного покрытия на чугуне их содержание превышало предельно допустимое. Из исследуемых покрытий на стали лучшие результаты показали хромосилицированные слои. Содержание ионов никеля в модельной среде после экспозиции образцов не превышало 0,01 мг/л. После выдержки хромованадированных и хромотитанованадированных образцов содержание ионов никеля в дистиллированной воде составляло соответственно 0,056 и 0,026 мг/л.

Положительные результаты санитарно-химических испытаний стальных образцов с гальванодиффузионными покрытиями позволили рекомендовать их к применению для защиты ножей для резки яблок, деталей запорной арматуры и насосов для консервных заводов.

Для получения разрешения на применение исследуемые покрытия испытывались в течение 3 суток в модельных средах рассолов и соков. Гальванодиффузионные покрытия удовлетворяли всем предъявляемым требованиям. Обнаруженная миграция в модельные растворы ионов никеля не превышала 20—35 % максимально допустимого уровня.

На основании данных санитарно-химических испытаний Минздрав БССР разрешил применение хромосилицированных и хромованадированных покрытий на никелевой подложке для деталей, контактирующих с рассолами, а хромотитанованадированных — с соками.

Опытная эксплуатация ножей на линии производства яблочного сока Унгенского консервного завода подтвердила высокие защитные свойства хромотитанованадированного покрытия. Ножи с таким покрытием проработали без замены весь сезон переработки яблок. Лабораторные исследования и дегустация выработанного сока показали высокое его качество.

ЛИТЕРАТУРА

1. Супрунчук В.К., Островский Э.В. Конструкционные материалы и покрытия в продовольственном машиностроении. — М., 1984. — 328 с. 2. Рейли К.

Металлические загрязнения пищевых продуктов. — М., 1985. — 184 с. 3. Прейс Г.А., Сологуб Н.А., Некоз А.И. Повышение износостойкости оборудования пищевой промышленности. — М., 1979. — 208 с. 4. Колесниченко Л.Ф., Деркач В.Д., Сухоставец С.В. Защитные покрытия на деталях оборудования продовольственного назначения // Порошковая металлургия. — 1985. — № 6. — С. 39—41. 5. Инструкция по санитарно-химическому исследованию изделий, изготовленных из полимерных и других синтетических материалов, предназначенных для контакта с пищевыми продуктами: № 880—71 // Минздрав СССР. — М., 1972. — 155 с. 6. Сухарева Л.В. Фотометрический метод определения ванадия в жидких средах, имитирующих пищевые продукты // Методы определения химич. веществ, выделяемых из полимер. материалов, применяемых в пищевой пром-сти. — Киев, 1981. — С. 33—36. 7. Исследование структуры и свойств комбинированных гальванодиффузионных защитных покрытий / Л.Г.Ворошнин, Г.Г.Панич, Ю.С.Шолпан, С.А.Тамело // Металлургия. — Мн., 1987. — Вып. 21. — С. 97—99.

УДК 621.785.5

Б.З.ПОЛЯКОВ, Э.П.ПУЧКОВ

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ОДНОФАЗНЫХ БОРИДНЫХ СЛОЯХ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛЕЙ У8 и 5ХНМ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ГАЛЬВАНИЧЕСКИМ ЖЕЛЕЗНЕНИЕМ

Гальваническое железнение с последующим борированием относится к способам реставрации изношенного штампового инструмента. Методом расчленения твердого тела [1] исследовали формирование временных и остаточных напряжений в борированных после гальванического железнения образцах из сталей У8 и 5ХНМ. Исходные данные для расчета были заимствованы из [2—4]. Структура борированных образцов и расчетные эпюры остаточных напряжений представлены на рис. 1, а—в, расчет напряжений — в табл. 1.

В однофазном боридном слое с железной подложкой на образце из стали У8 имеет место плавное уменьшение сжимающих остаточных напряжений от поверхности к сердцевине изделия. В процессе эксплуатации изделия сжимающие остаточные напряжения в боридном слое суммируются с растягивающими напряжениями от рабочей нагрузки, что приводит к уменьшению результирующих действующих напряжений. Так как на поверхности детали имеют место максимальные действующие напряжения, то наличие здесь максимальных сжимающих остаточных напряжений, безусловно, благоприятно. На эпюре остаточных напряжений наблюдается плавный переход сжимающих остаточных напряжений в растягивающие благодаря наличию железной прослойки, играющей роль буфера между боридным слоем и сердцевинной изделия. Недостатком такого распределения напряжений является излишне высокий уровень сжимающих остаточных напряжений в боридном слое, так как суммирование сжимающих рабочих контактных напряжений с остаточными может привести к местным сколам боридного слоя. Остаточные напряжения на поверхности аналогичной борированной пластинки из стали У8, но без железнения составляют $-9 \cdot 10^2$ МПа. Желательно при борировании обеспечить получение такого диффузионного слоя, в котором уровень сжимающих остаточных напряжений был бы ниже представленного на рис. 1, б, при сохранении харак-

Табл. 1. Расчет временных и остаточных напряжений в однофазном боридном слое на стали У8 с предварительно нанесенным железным покрытием

$\Delta t, ^\circ\text{C}$	Номер слоя i	x_i	$E_i \cdot 10^{-5}$, МПа	$k_i = \frac{E_i}{E_V}$	$k_i x_i$	$\Delta \epsilon_i \cdot 10^4$	$k_i x_i \Delta \epsilon_i \cdot 10^4$	$\Delta \epsilon \cdot 10^4$	$(\Delta \epsilon - \Delta \epsilon_i) \cdot 10^4$	$\Delta \sigma_i \cdot 10^{-1}$, МПа	$\sigma_i \cdot 10^{-1}$, МПа	$\Delta \sigma_i x_i \cdot 10^{-1}$
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
950-800	I	0,12	2,45	2,45	0,294	-16	-4,704	-19,563	-3,563	-8,73	-8,73	-1,047
	II	0,16	2,0	2,0	0,32	-9,6	-3,072		-9,963	-19,93	-19,93	-3,188
	III	0,16	1,6	1,6	0,256	-3,1	-0,794		-16,463	-26,34	-26,34	-4,214
	IV	0,06	1,45	1,45	0,037	+3,3	-0,287		-22,86	-33,15	-33,15	-1,989
	V	1	1	1	1	-30	-30		10,437	10,44	10,44	10,437
					$\Sigma = 1,957$		$\Sigma = -38,285$					$\Sigma = 0$
800-700	I	0,12	2,5	2,1	0,252	-10	-2,520	-16,26	-6,26	-15,65	-24,38	-1,878
	II	0,16	2,2	1,83	0,293	-11,7	-3,426		-4,56	-10,03	-29,96	-1,605
	III	0,16	1,85	1,54	0,246	-13,3	-3,277		-2,96	-5,48	-31,82	-0,876
	IV	0,06	1,55	1,3	0,078	-15	-1,170		-1,26	-1,95	-35,1	-0,117
	V	1	1,2	1	1	-20	-20		3,74	4,49	14,93	4,488
					$\Sigma = 1,869$		$\Sigma = -30,393$					$\Sigma = 0$
700-500	I	0,12	2,55	2,0	0,240	-	-	5,495	5,495	14,01	-10,37	1,681
	II	0,16	2,2	1,7	0,272	-	-		5,495	12,09	-17,87	1,934
	III	0,16	1,9	1,46	0,234	-	-		5,495	10,44	-21,38	1,670
	IV	0,06	1,6	1,23	0,074	-	-		5,495	8,79	-26,31	0,527
	V	1	1,3	1	1	+10	+10		-4,505	-5,86	9,07	-5,86
					$\Sigma = 1,820$		$\Sigma = 10$					$\Sigma = 0$
500-300	I	0,12	2,6	1,625	0,195	-18	-3,510	-30,343	-12,343	-32,09	-42,46	-3,851
	II	0,16	2,3	1,44	0,230	-22,7	-5,221		-7,643	-17,58	-35,45	-2,813
	III	0,16	2,0	1,25	0,200	-27,3	-5,46		-3,043	-6,09	-27,47	-0,974
300-20	IV	0,06	1,64	1,02	0,061	-32	-1,968		1,657	2,72	-23,59	0,163
	V	1	1,6	1	1	-35	-35		4,657	7,45	16,52	7,450
					$\Sigma = 1,686$		$\Sigma = -51,159$					$\Sigma = 0$
500-300	I	0,12	2,75	1,53	0,184	-17	-3,121	-28,932	-11,932	-32,81	-75,27	-3,938
	II	0,16	2,4	1,33	0,213	-21,7	-4,629		-7,232	-17,36	-52,81	-2,777
	III	0,16	2,1	1,17	0,187	-26,3	-4,909		-2,632	-5,53	-33	-0,884
	IV	0,06	1,76	0,98	0,058	-31	-1,818		2,068	3,64	-19,95	0,218
	V	1	1,8	1	1	-33	-33		4,068	7,32	23,84	7,322
					$\Sigma = 1,641$		$\Sigma = -47,477$					$\Sigma = 0$
300-20	I	0,12	2,9	1,45	0,174	-21	-3,654	-33,034	-12,034	-34,9	-110,2	-13,22
	II	0,16	2,6	1,30	0,208	-24,3	-5,054		-8,734	-22,71	-75,5	-12,083
	III	0,16	2,2	1,10	0,176	-27,7	-4,875		-5,334	-11,73	-44,7	-7,157
	IV	0,06	1,9	0,95	0,057	-31	-1,767		-2,034	-3,86	-23,8	-1,429
	V	1	2,0	1	1	-38	-38		4,966	9,93	33,8	33,772
					$\Sigma = 1,615$		$\Sigma = -53,35$					$\Sigma = 0$

116

9 Зак. 6072

117

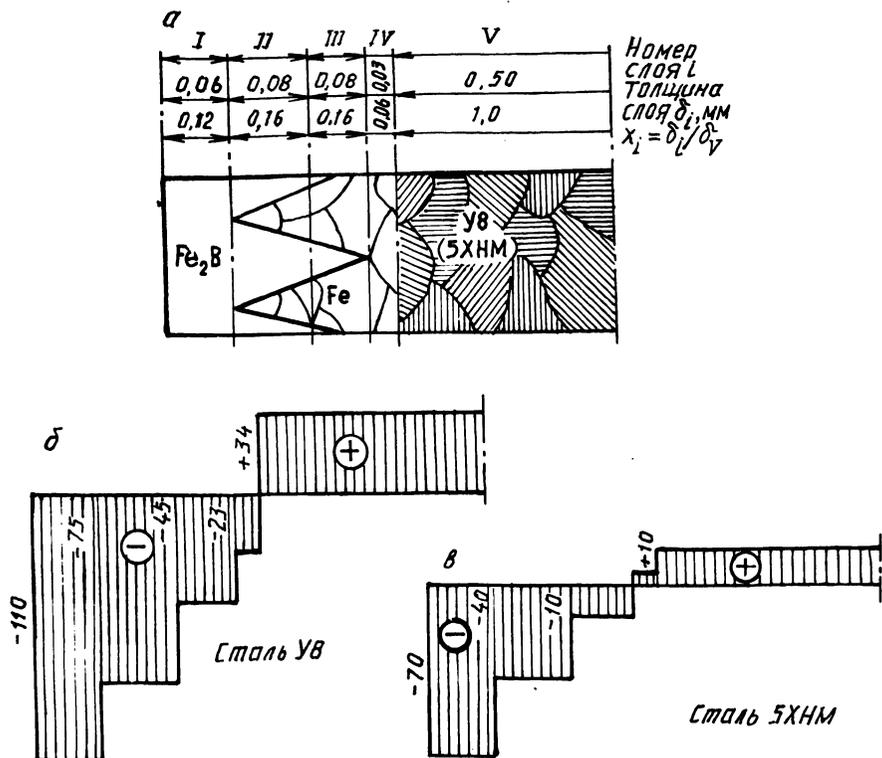


Рис. 1. Строение борированной после гальванического железнения стали (а) и эпюры остаточных напряжений в сталях У8 и 5ХНМ (б, в)

тера распределения остаточных напряжений по сечению образца из борированной стали. Это может быть обеспечено выбором режима термической обработки, отличного от исследованного в данной работе режима охлаждения после борирования в тигле, или подбором марки стали. Подбор химического состава борлируемой стали должен обеспечить снижение коэффициента термического расширения и уменьшение объемного эффекта распада переохлажденного аустенита при охлаждении ниже A_{r1} . В качестве примера использована широко применяемая для изготовления горячих штампов сталь 5ХНМ. Эпюра остаточных напряжений в ее боридном слое с предварительным гальваническим железнением представлена на рис. 1, в. Общий уровень остаточных напряжений в нем более чем в 1,5 раза ниже, чем в боридном слое стали У8 при одинаковом характере распределения напряжений. Следует ожидать значительного эффекта от реставрации изношенных рабочих частей горячих штампов из стали 5ХНМ гальваническим железнением с последующим однофазным борированием.

ЛИТЕРАТУРА

1. А б р а м о в В.В. Напряжения и деформации при термической обработке. — Киев, 1985. — 134 с. 2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М., 1981. — 424 с. 3. Справочник по машиностроительным материалам. — М., 1959. — Т. 1. — 630 с. 4. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. — М., 1967. — 239 с.

УДК 669.018:66.094.3

Г.М.ЛЕВЧЕНКО, А.В.ЛОМАКО,
А.А.МАКСИМОВ, А.С.МОСЕКИН

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ МОЛИБДЕН—ТИТАН—КРЕМНИЙ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ ЖАРСТОЙКОСТИ

Настоящее исследование является частью цикла работ по изучению процессов получения композиционных материалов системы $Me^{IV-VI}Si_2 - Me^{IV-VI}B_2$, $Me_1^{IV-VI}Si_2 - Me_2^{IV-VI}Si_2$ и их свойства при высоких температурах.

Композиционные материалы получали способом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Использовались порошки молибдена, титана, кремния КР-1 и дисилицидов молибдена и титана. Смешивание компонентов шихты проводилось в шаровой мельнице с использованием шаров из оксида алюминия. Составы смесей указаны в табл. 1.

Табл. 1. Результаты исследований фазового состава и жаростойкости композиционных материалов системы молибден—титан—кремний

Содержание компонентов исходной смеси, %					Объемное содержание компонентов смеси после реакции, %					Измене- ние мас- сы мате- риала (mg/cm^2) за 50 ч испыта- ний при 1400°C
MoSi ₂	TiSi ₂	Me ₁	Me ₂	Si	MoSi ₂	Mo ₅ Si ₃	Mo ₃ Si	TiSi ₂ тип ZrSi ₂	TiSi ₂ ориги- наль- ный	
—	100	—	—	—	—	—	—	—	—	32,0
10	90	8,8	39,4	51,8	7	14	24	24	31	69,8
20	80	16,8	33,5	49,7	23	19	33	12	13	95,3
30	70	24,1	28,2	47,7	13	18	42	23	4	72,2
40	60	31,1	23,1	45,8	—	—	—	—	—	80,0
50	50	37,2	18,6	44,2	25	21	31	23	—	87,3
60	40	43,1	14,3	42,6	—	—	—	—	—	50,0
70	30	48,5	10,4	41,1	22	16	23	39	—	45,0
80	20	53,5	6,7	39,8	36	16	28	20	—	22,0
90	10	58,2	3,2	38,6	81	2	9	8	—	27,0
100	—	—	—	—	—	—	—	—	—	27,9

СВС осуществляли в корундовых тиглях с плавким затвором для предотвращения попадания воздуха в реакционное пространство в процессе нагрева смеси. Тигель загружали в рабочее пространство печи при 600 °С и после выдержки в течение 10–20 мин повышали температуру до начала реакционных процессов. Полученные спеки измельчали до фракции не более 0,063 мкм.

Фазовый состав (соотношение фаз и объемы кристаллических ячеек каждой фазы) композиционного материала определяли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-3,0 в медном монохроматическом излучении.

Образцы для исследования жаростойкости материалов изготавливали прессованием с последующим спеканием в окислительной атмосфере при температуре 1200 °С в течение 10 мин. Пористость образцов после спекания составляла 25–30 %.

Как видно из табл.1, максимальную жаростойкость имеют композиции составов 9/1 и 8/2 (MoSi_2 : TiSi_2). Их жаростойкость выше, чем чистых дисилицидов титана и молибдена. Задача рентгеноструктурного анализа состояла в выяснении причин этого, поскольку широко известное мнение о том, что титан (или другой металл), замещая молибден в структуре его дисилицида, повышает жаростойкость последнего, не подтверждено прямыми доказательствами.

Идентифицированные в образцах фазы перечислены в таблице. В целом из данных РСА следует, что

1) введение в состав композиции титана ведет к "обескремниванию" силицидов молибдена и уменьшению содержания его дисилицида; быстро растет содержание Mo_5Si_3 , а затем и Mo_3Si . Одновременно объем ячеек силицидов молибдена начинает уменьшаться, проходя через минимум (лежащий много ниже табличных значений) в эквимольной смеси (5/5). Поскольку легирование силицидов молибдена металлами должно способствовать увеличению, а не уменьшению объема ячеек, уменьшение их объема можно отнести на счет дефицита в них кремния, но не растворенного титана;

2) содержание дисилицидов титана (среди которых преобладает фаза со структурой типа ZrSi_2) изменяется в зависимости от состава исходной шихты: его максимум приходится на составы 8/2–7/3, который соответствует и максимальной жаростойкости материала. Объемы ячеек обоих дисилицидов титана близки к табличным значениям и практически не зависят от состава шихты.

Таким образом, предположение о повышении окалиностойкости материала вследствие растворения титана в MoSi_2 не оправдывается. Это явление связано, по-видимому, с появлением в его структуре высокостойкого дисилицида титана (дисилициды титана и молибдена высокодисперсны и весьма слабо диффузионно взаимодействуют в процессе окисления).

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ СПЛАВА ВАЛ10 К ДЕФОРМИРОВАНИЮ

Деформация отливок из алюминиевых сплавов — следствие перераспределения или уменьшения остаточных внутренних напряжений, возникающих в процессе литья, термической и механической обработки. Основные причины появления остаточных напряжений в отливках — неравномерное затвердевание при кристаллизации сплава, а также неоднородные пластические деформации вследствие температурных градиентов, неоднородности фазового и структурного состояния сплава. В отливках из высокопрочных алюминиевых сплавов, подвергаемых упрочняющей термической обработке, преобладают литейные и термические напряжения закалочного происхождения. При суммировании литейные и термические напряжения проявляются в виде остаточной пластической деформации (коробление отливок).

Разработка способов, снижающих остаточные напряжения и, следовательно, склонность к деформации, является одной из актуальных задач. Ее решение позволит существенно уменьшить трудозатраты на производство отливок, повысить надежность деталей при эксплуатации.

С целью выяснения путей уменьшения остаточных напряжений и повышения механических свойств отливок в комплексе проведена экспериментальная оценка эффективности высокотемпературной термоциклической обработки (ВТЦО) сплава ВАЛ10. Теоретические предпосылки возможности использования термоциклической обработки сводятся к тому, что возникающие в результате теплосмен знакопеременные термические напряжения при взаимодействии с остаточными напряжениями в отливке могут привести к превышению предела текучести сплава (σ_T). При этом уровень остаточных напряжений изменяется. Возможные варианты взаимодействия термических напряжений ($\sigma^{\text{терм}}$), возникающих при ТЦО, с остаточными ($\sigma_{\text{ост}}$) рассмотрены в работе [1]:

- 1) $\sigma_{\text{ост}} + \sigma^{\text{терм}} < \sigma_T$;
- 2) $\sigma_{\text{ост}} + \sigma^{\text{терм}} > \sigma_T$, где $\sigma^{\text{терм}} < \sigma_T$;
- 3) $\sigma_{\text{ост}} + \sigma^{\text{терм}} > \sigma_T$, где $\sigma^{\text{терм}} > \sigma_T$.

Эффективное снижение напряжений наблюдается в условиях, соответствующих второму варианту. В работе использованы варианты ВТЦО (рис. 1), отличающихся температурным интервалом циклирования и количеством циклов в сопоставлении с известными видами закалки. Режимы ВТЦО выбирались таким образом, чтобы при минимальных остаточных напряжениях сплав обладал высокими механическими свойствами.

Исследования напряженного состояния и оценка склонности к деформированию проводились на кольцевых образцах переменного сечения [2]. Уровень остаточных напряжений оценивали по степени деформации кольца после его разрезки в тонкой части. Исследования показали, что наибольший эффект

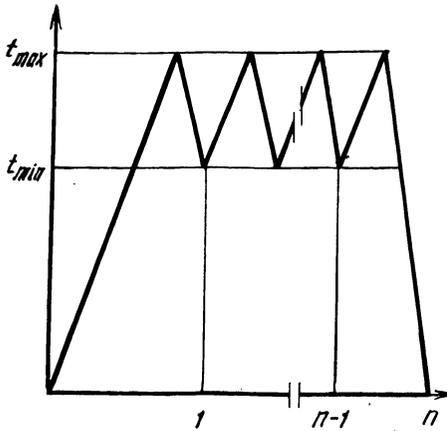


Рис. 1. Схема термоциклической обработки отливок из сплава ВАЛ10 с закалкой в воду от последнего цикла:

$$T_{\max} = 545 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad T_{\min} = 495\text{--}295 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

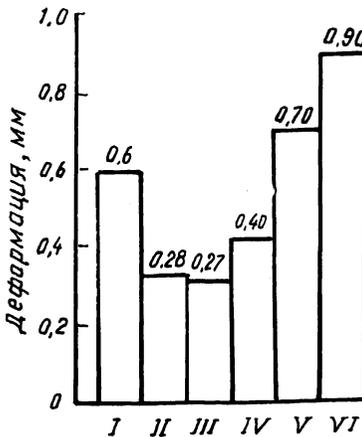


Рис. 2. Изменение деформации отливок из сплава ВАЛ10 в зависимости от температурного интервала циклирования (15 циклов):

I — режим Т6; II — $545 \rightleftharpoons 495 \text{ }^{\circ}\text{C}$;
 III — $545 \rightleftharpoons 445$; IV — $545 \rightleftharpoons 395$;
 V — $545 \rightleftharpoons 345$; VI — $545 \rightleftharpoons 295 \text{ }^{\circ}\text{C}$

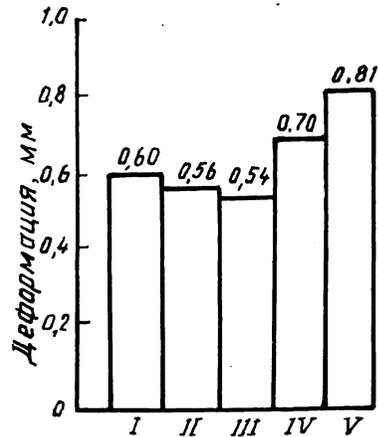


Рис. 3. Изменение деформации отливок из сплава ВАЛ10 в зависимости от количества циклов ТЦО в интервале температур $545 \rightleftharpoons 345 \text{ }^{\circ}\text{C}$:

I — режим Т6; II — 5 циклов; III — 10; IV — 15; V — 20 циклов

ВТЦО наблюдается при циклировании в интервале температур $545 \rightleftharpoons 495 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2), когда реализуется второй вариант взаимодействия напряжений; деформация образцов при этом имеет наименьшее значение. Во время ТЦО происходит микропластическая деформация сплава, в результате чего остаточные напряжения перераспределяются и релаксируют.

При закалке, которой предшествует ТЦО, и последующем старении сплава обеспечивается повышение его пластических свойств в 1,3–1,5 раза при сохранении прочностных свойств по сравнению с традиционным методом обработки по режиму Т6 ($545 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 12 ч; $170 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 7 ч) [2].

Дальнейшее расширение температурного интервала циклирования приводит к повышению деформации образцов без существенного изменения их механических свойств, что вызвано ростом термических напряжений, достигающих $\sigma_{\text{терм}} > \sigma_T$. Изменение остаточных напряжений происходит по третьему варианту, причем уровень их не меняется, происходит лишь смена их знака.

Уровень остаточных напряжений, помимо неоднородности пластических деформаций, зависит также от неоднородности структурного состояния сплава, которая наиболее заметно проявляется при изменении количества циклов обработки (рис. 3). Закономерность изменения деформации образцов в зависимости от количества циклов повторяется для всех температурных интервалов. Большая деформация образцов при малых количествах циклов объясняется неоднородностью структурного состояния сплава. Избыточные фазы располагаются в зернах α -твердого раствора неравномерно, преимущественно около границ зерен. С увеличением количества циклов повышается однородность структуры, при этом понижается деформация образцов. Повышение деформации с увеличением количества циклов объясняется необратимыми формоизменениями и термической усталостью сплава.

Проведенные исследования показали эффективность ВТЦО с целью уменьшения склонности к деформированию сплава ВАЛ10 при высоких значениях механических свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хенкин М.Л., Локшин И.Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. — М., 1974. — 255 с. 2. Аристова Н.А., Колобнев И.Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. — М., 1977. — 143 с.

УДК 669.046.516:669.715

И.Ю.КУПРИЯНОВА, Е.В.САВИЦКАЯ

СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ОБРАБОТАННЫХ МОДИФИКАТОРАМИ ДЛИТЕЛЬНОГО ДЕЙСТВИЯ

Для улучшения структуры и механических свойств промышленных сплавов на основе системы алюминий—кремний применяют различные технологические методы: регулируют режимы плавки и литья, меняют условия кристаллизации отливок. Ускоренное охлаждение, например при литье в металлические формы под давлением, дает возможность измельчить присутствующие в структуре грубые хрупкие включения кремния и интерметаллических фаз, что позволяет повысить прочность и, особенно, низкую пластичность, присущую литейным алюминиевым сплавам. Но наиболее действенным фактором, определяющим благоприятное структурообразование силуминов, остается модифицирование, т.е. измельчение структуры за счет введения в расплав перед его заливкой малых добавок модифицирующих элементов. Самым распространенным в настоящее время модификатором силуминов является металлический натрий и его соединения, надежно обеспечивающие измельче-

ние важнейшей структурной составляющей этих сплавов – алюминиево-кремниевой эвтектики. К недостаткам обработки расплава натрием относятся получение не полностью модифицированной или перемодифицированной структуры, снижение жидкотекучести расплава, повышенная склонность расплава к газопоглощению. Но главным из них – это ограниченное время выдержки расплава после ввода модификатора (обычно до 30 мин), что связано с испарением и окислением легкоплавкого натрия.

В связи с этим многими исследователями выполнен ряд работ по выявлению возможности замены натрия и его соединений другими модификаторами. В настоящее время наиболее надежными оказываются такие модификаторы, как стронций и сурьма. Подобно натрию, они вызывают измельчение алюминиево-кремниевой эвтектики и в то же время обеспечивают стабильный эффект модифицирования расплава, который сохраняется при длительном его выстаивании и многократном переплаве модифицированного сплава. Для введения стронция в расплав как в нашей стране, так и за рубежом разработан ряд составов [1, 2]. У сплавов, микролегированных добавками стронция, пластичность существенно повышается. Но широкое применение стронция как модификатора промышленных алюминиево-кремниевых сплавов пока сдерживается по ряду причин. Стронциевые лигатуры недостаточно технологичны в употреблении, плохо усваиваются расплавом, требуется точная дозировка состава во избежание образования в структуре сплавов избыточных стронциевых фаз, ухудшающих механические свойства отливок. Введение стронция затруднено из-за необходимости повышения температуры расплава, что приводит к увеличению его газопоглощаемости, при этом наблюдается повышенная пористость, являющаяся главным недостатком силуминов, обработанных стронцийсодержащими модификаторами, особенно при малых скоростях затвердевания отливок. Применение стронция пока ограничено также из-за довольно высокой стоимости этого металла и его соединений.

Как показали исследования, при введении в силумины добавок сурьмы обеспечивается измельчение иглообразных частиц эвтектического кремния, повышается плотность отливки, что существенно улучшает их пластичность и прочностные свойства, особенно при повышенных температурах [3]. Эти добавки не приводят к возникновению газовой пористости даже при литье с малыми скоростями затвердевания (массивные отливки в песчаные формы). Структура, а следовательно, и свойства отливок менее чувствительны к условиям охлаждения, что весьма важно для деталей сложной конфигурации.

Но в то же время добавки сурьмы могут вызвать укрупнение зерна α -твердого раствора при литье [4], что приводит к снижению пластичности и прочности сплавов. Это ограничивает применение для модифицирования силуминов известной лигатуры, выпускаемой фирмой Кавецки-Биллитон (Нидерланды) и содержащей 8 % сурьмы, остальное – алюминий. Для предотвращения подобных негативных явлений необходимо применять комплексные лигатуры, воздействующие на все структурные составляющие промышленных алюминиевых сплавов.

Для обработки расплавов-силуминов такими комплексными модификаторами перспективны лигатуры $Al-Sr-Ti-B$ и $Al-Sb-Zr-B$. Совместные воздействия модифицирующих добавок обеспечивают существенное повыше-

ние прочностных и пластических свойств сплавов за счет благоприятных условий структурообразования отливок. Положительное влияние сурьмы и стронция на формирование эвтектической составляющей усиливается введением циркония, бора и титана, сочетание которых способствует измельчению зерна α -твердого раствора и более равномерному распределению α -Si-эвтектики. Кроме того, их растворение в алюминии вызывает упрочнение твердого раствора. Добавки бора также благоприятствуют упрочнению структуры, укрепляют границы зерен, что обеспечивает повышение прочности сплава и стабильность механических свойств, особенно при повышенных температурах эксплуатации отливок.

Эффективность влияния модификаторов длительного действия на свойства силуминов изучали на примере широко применяемого в машиностроении литейного сплава АЛ4 (ГОСТ 26–85–75). Отливки из обработанного лигатурами сплава и отдельно отлитые в кокиль стандартные образцы подвергались термической обработке по режиму Т6: закалка в воду после нагрева (535 ± 5) °С и искусственное старение при (175 ± 5) °С в течение 8 ч. Механические свойства сплава (предел прочности, твердость, относительное удлинение) определяли по данным испытаний пяти образцов, отдельно отлитых в кокиль, а также вырезанных из отливок после обработки расплава лигатурой каждого состава. Заливку производили при 720 ± 10 °С через 1–3 ч после операции модифицирования.

Как следует из данных табл. 1, механические свойства сплава, модифицированного лигатурой Al–Sb–Zr–B, существенно выше, чем после обработки стронциевой лигатурой.

Если средние значения предела прочности и относительного удлинения сплава, обработанного стронцийсодержащими лигатурами, для кокильных образцов составляют $\sigma_B = 300$ МПа, $\delta = 3,6$ %, а для вырезанных из отливок – $\sigma_B = 230$ МПа и $\delta = 3$ %, то модифицирующая обработка комплексной лигатурой Al–Sb–Zr–B позволяет получить на кокильных образцах соответственно $\sigma_B = 354$ МПа, $\delta = 5,1$ %, а на вырезанных из отливок – $\sigma_B = 252$ МПа и $\delta = 3,4$ %. Твердость сплава мало зависит от состава лигатуры. При этом значения показателей прочности и пластичности сохраняются при длительном выстаивании расплава, превышающем 2 ч. Определенная спектральным анализом

Табл. 1. Сравнительные механические свойства сплава АЛ4, обработанного лигатурами разного состава

Лигатура	Отдельно отлитые образцы			Образцы, вырезанные из отливки		
	σ , МПа	σ , МПа	δ , %	σ , МПа	σ , МПа	δ , %
Al–Sb–B–Zr (5 %Sb)	350	910	5,4	245	90	3,4
Al–Sb–B–Zr (10 % Sb)	358	950	4,9	258	930	3,5
Al–Sb–Zr (10 % Sb)	345	920	5,2	252	920	3,6
Al–Sr–Ti–B	300	880	4,2	220	860	3,2
Al–Sr–Ti	320	900	3,8	230	890	3,0
Al–Sr–B	280	890	3,0	240	880	2,8

усваиваемость модификаторов составляет 85–95 % (по основному модификатору лигатуры).

Таким образом, применение модификаторов длительного действия в виде комплексных лигатур для обработки промышленных алюминиевых сплавов дает возможность существенно улучшить свойства отливок, обеспечивая при этом стабильность результатов крупносерийного и массового производства литья, после многократных переливов и переплавов силуминов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 1520673 (Великобритания). Сплав на основе алюминия. 2. А.с. 376472 (СССР). Модификатор для алюминиево-кремниевых сплавов / И.Н.Золинова, В.В.Зуни-на, В.Н.Иванова и др. З у п р и я н о в а И.Ю., Пархутик П.А., Савицкая Е.В. Модифицирующее влияние добавок сурьмы на структуру и свойства силуминов // Металлургия. — Мн., 1988. — Вып. 22. — С. 25–27. 4. М о н д о л ь ф о Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. — М., 1979. — 640 с.

УДК 621.74:669.715

П.А.ПАРХУТИК, И.Н.БУЛЫГА

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СТРОНЦИЙСОДЕРЖАЩИХ ЛИГАТУР НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ

При получении качественного литья из алюминиевых сплавов большое внимание привлекает модифицирование силуминов стронцием, который характеризуется (по сравнению с традиционным модифицированием натрийсодержащими флюсами) продолжительностью действия на расплав и возможностью многократных переливов и переплавов [1]. Однако промышленное использование стронция как модификатора сдерживается главным образом из-за технических трудностей его ввода в расплав и высокой газопоглощаемости, что приводит к повышенной пористости отливок особенно при медленном их затвердевании (литье в песчаные формы). Практика показала, что для снижения пористости отливок и улучшения технологичности процесса литья силуминов стронций целесообразно вводить в виде комплексных лигатур на основе алюминия с различным содержанием модификатора.

Технологические (литейные) свойства и герметичность широко применяемого промышленного алюминиевого сплава АЛ4 (ГОСТ 2685–75) исследовались в зависимости от состава стронцийсодержащих лигатур для модифицирования силуминов. Были опробованы двойные алюминievedостронциевые лигатуры с 30, 10 и 5 % стронция и тройная лигатура Al–32 % Sr–20 % Si производства Гиредмета.

Лигатуры, содержащие 10 и 5 % стронция, готовили на основе базовой Al–30 % Sr (ТУ 48-0516-8/0–83, Исфаринский гидрометаллургический завод). Переплав осуществляли в двух условиях — на воздухе в индукционной тигельной печи ИСТ-016 и в вакуумной печи ИСВ004 ПИМ1 с основной футеровкой. В шихте использовали технический алюминий АЛ7. Содержание стронция в разбавляемых лигатурах определяли химическим методом.

Модифицирующую обработку жидкого сплава АЛ4 лигатурой осуществ-

вляли непосредственно в плавильной печи при температуре расплава 750–780 °С с использованием метода колокольчика из расчета содержания стронция в готовой отливке 0,02–0,05 %. После выдержки 15–30 мин проводили рафинирование расплава препаратом “Дегазер” (0,1 % от массы металла). Заливку расплава при температуре 730–740 °С осуществляли в кокили, подогретые до 180–200 °С.

Содержание стронция в отливках определяли на стилоскопе СЛ12 “Спектр”. Выявлено, что лучшей усваиваемостью стронция (70–80 %) характеризуются двойные лигатуры с 5 и 10 % Sr, самая низкая усваиваемость (~50 %) отмечалась при использовании тройной лигатуры Al–32 % Sr – 20%Si.

Был изучен следующий комплекс литейных свойств сплавов: жидкотекучесть (по спиральной пробе, ГОСТ 16438–70), формозаполняемость по пробе Энглера–Эллерброка, суммарная объемная усадка по конусной пробе Татора.

Герметичность отливок определяли на специальных отлитых в кокиль плоских образцах в виде дисков диаметром 60 мм и толщиной 4 мм с литейной коркой и после ее удаления механической обработкой. Для этого использовалась видоизменяемая схема гидроустановки, описанная в [2]. Пористость материала оценивали по характеру и количеству пузырьков в воде, возникающих под действием проникающего через образец воздуха. Кроме того, пористость определяли на микрошлифах по стандартной методике ВИАМ.

Полученные экспериментальные данные приведены в табл. 1. Анализ результатов не выявил существенных различий в литейных свойствах сплава АЛ4, обработанного лигатурами с различным содержанием стронция. По сравнению с немодифицированным сплавом у модифицированных тройной лигатурой несколько улучшается жидкотекучесть и заполняемость формы. Суммарная объемная усадка при этом незначительно уменьшается.

Микроструктурный анализ образцов показал устойчивый эффект модифицирования — измельчение и сфероидизацию эвтектического кремния во всех случаях литья. Наибольшая дисперсность и распределение составляющих в

Табл. 1. Литейные свойства и газонасыщенность сплава АЛ4, модифицированного стронцийсодержащими лигатурами

Состав лигатуры	Содержание Sr в сплаве, % (по массе)	Показатели свойств			
		жидкотекучесть, мм	формозаполняемость, %	суммарная объемная усадка	микропористость, баллы
Al– 30 % Sr	0,03	700	90,5	5,78	2...3
Al– 10 % Sr	0,038	740	91,0	5,8	1...2
Al–10 % Sr (вакуум)	0,037	750	90,8	5,83	0...1
Al– 5 % Sr	0,04	720	91,2	5,83	1...2
Al– 5 % Sr (вакуум)	0,039	760	91	5,82	0...1
Al– 32 % Sr – 20 % Si	0, 03	780	90,5	5,78	1...2
АЛ4 (немодифицированный)	–	720	92	6,2	1...2

α -Si-эвтектике наблюдается в сплаве, обработанном лигатурой Al—32 % Sr — 20 % Si.

Газонасыщенность сплавов, определяемая на установке LGT (ПНР), оказалась максимальной у сплава, обработанного базовой лигатурой Al— 30 % Sr. Она значительно ниже у сплавов, модифицированных лигатурами с 10 и 5 % стронция, и особенно приготовленными в вакууме.

При микроскопическом наблюдении пористости структура сплава АЛ4, модифицированного лигатурами разного состава, практически не отличается от немодифицированного, за исключением обработанного лигатурой Al — 30 % Sr; в этом случае плотность микропустот повышается.

В то же время испытания на герметичность образцов, модифицированных разными лигатурами, показали большое различие их способности сопротивляться протеканию нагнетаемого воздуха. Все образцы с литейной коркой вообще не пропускали воздуха под давлением до 600 кПа (6 атм.). После механической обработки образцы из сплавов, модифицированных исходной лигатурой Al — 30 % Sr, оказались негерметичными уже при давлении воздуха в сети 400 кПа (4 атм.). Сплавы, модифицированные лигатурами с 5 и 10 % Sr, пропускали газ под давлением 600 кПа (6 атм.), а сплавы, обработанные тройной лигатурой, при таком же давлении — в меньшей степени.

Таким образом, при номинальных добавках стронция (0,02—0,05 %) введение в расплав алюминиево-стронциевых лигатур с разным содержанием модификатора не оказывает существенного влияния на литейные свойства силуминов. Однако герметичность отливок сильно зависит от состава лигатуры и улучшается с понижением содержания в ней стронция.

ЛИТЕРАТУРА

1. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н.Ганиев, П.А.Пархутик и др. — Мн., 1985. — 142 с. 2. П о с т н и к о в Н.Е. Высокогерметичные алюминиевые сплавы. — М., 1972. — 160 с.

УДК 669.35.871.017.3

Р.Л.ТОФПЕНЕЦ, Т.В.БАШУН

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЕРОЯТНОСТИ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ В СПЛАВАХ Cu--Ge, Cu--Ga

Научное прогнозирование фазового состава и комплекса свойств промышленных сплавов требует учета влияния легирующих элементов на электронную структуру матричной составляющей и как следствие на изменение уровня энергии дефектов упаковки (ЭДУ), непосредственно связанного с дислокационной структурой сплава. Необходимость исследования дефектов упаковки вызвана прежде всего тем, что они влияют на кинетику всех процессов, при которых динамика структурных изменений в сплаве связана с реализацией деформационного упрочнения и разупрочнения. Энергия дефектов упаковки влияет на сопротивление пластической деформации, кинетику

фазовых превращений и морфологию результирующих фаз, развитие коррозии под напряжением, характеристики трения и изнашивания материалов.

Один из возможных путей снижения ЭДУ металлических материалов — их легирование. Установление факторов, определяющих уровень ЭДУ твердых растворов, представляет значительные трудности. ЭДУ сплавов связана с их электронной концентрацией, разницей атомных радиусов легирующего элемента и растворителя, изменением топологии поверхности Ферми и т.д. [1]. Однозначной интерпретации влияния этих факторов до настоящего времени не имеется.

Качественная оценка изменения ЭДУ (γ) при легировании сплавов может быть найдена по рентгенографически определяемой вероятности дефектов упаковки (α), связанной с ЭДУ соотношением типа $\alpha \propto \rho/\gamma$ или $\alpha \propto \langle \epsilon^2 \rangle / \gamma$, где ρ — плотность дислокаций, $\langle \epsilon^2 \rangle$ — среднеквадратичное смещение атомов от положения равновесия, характеризующее микродеформации решетки.

В статье приводятся результаты рентгенографического исследования вероятности дефектов упаковки сплавов на основе меди с добавками галлия и германия 1 и 5 % (ат.). Для определения α применен обобщенный метод синусов [2]. Для характеристики вероятности в этом случае использована величина δ , не зависящая от изменений параметра решетки твердого раствора, искажений ее вокруг дефекта упаковки. Использовалась пара дифракционных линий (111), (200) на рентгенограммах порошковых образцов, полученных напилькой отожженных сплавов.

Для этого случая

$$\alpha = 8,3\delta,$$

$$\delta = \left(\frac{\sin^2 \vartheta_2}{\sin^2 \vartheta_1} \right)_{\text{н.д.}} - \left(\frac{\sin^2 \vartheta_2}{\sin^2 \vartheta_1} \right)_{\text{д}},$$

где индексы указывают состояние металла (н.д. — недеформированный, д — деформированный).

Съемку проводили по точкам (через 0,01 град) на дифрактометре ДРОН-2 с использованием монохроматизированного $\text{Cu}_K\alpha$ -излучения. Положение максимума определяли по методу, предложенному в работе [3]. Погрешность определения α составляла $\pm 2 \cdot 10^{-3}$.

Полученные результаты представлены в табл. 1. Использованные легирующие элементы отличались валентностью (3 и 4 для галлия и германия соответственно), предельной растворимостью в меди (рис. 1) и атомными диаметрами: $d_{\text{Ga}} = 2,700 \text{ \AA}$, $d_{\text{Ge}} = 2,788 \text{ \AA}$ (при $d_{\text{Cu}} = 2,551 \text{ \AA}$).

Известна зависимость вероятности дефектов упаковки от разности валентностей основы и легирующего элемента ΔE и электронной концентрации e/a :

$$\alpha = \alpha_0 \exp K |\Delta E| x = \alpha_0 \exp K \left(\frac{e}{a} - 1 \right), \quad (1)$$

где α_0 — вероятность дефектов упаковки основы; K — постоянная; x — атомная концентрация легирующего элемента.

Табл. 1. Вероятность дефектов упаковки исследуемых сплавов

Содержание легирующего элемента, % (ат.)	Электронная концентрация e/a	Степень размерного несоответствия $\epsilon = \frac{ d_{Cu} - d_{Me} }{d_{Cu}}$	Вероятность дефектов упаковки $\alpha \cdot 10^3$
Cu + 1 % Ge	1,03	0,093	6,0
Cu + 5 % Ge	1,15		10,8
Cu + 5 % Ga	1,02	0,058	5,0
Cu + 5 % Ge	1,1		9,1

В соответствии с зависимостью (1) вероятность дефектов упаковки выше в сплаве с большей разницей валентностей основы и легирующего элемента. Однако имеющиеся экспериментальные данные по некоторым медным сплавам свидетельствуют о том, что ΔE не является единственным и основным фактором, определяющим вероятность дефектов упаковки [4].

Более корректно анализировать зависимость вероятности дефектов упаковки от концентрации легирующего элемента с учетом предельной его растворимости:

$$\ln a = \ln a_0 + K_1 \left[\frac{x}{x^*} / \left(1 + \frac{x}{x'} \right) \right],$$

где x' — предел растворимости легирующего элемента при высокой температуре; K_1 — постоянная.

Сопоставление валентностей меди, германия, галлия и экспериментальных значений вероятности дефектов упаковки показывает на отсутствие существенных различий для сплавов Cu—Ge и Cu—Ga, особенно для слаболегированных сплавов (1 %). Имеющиеся в литературе данные о резком сниже-

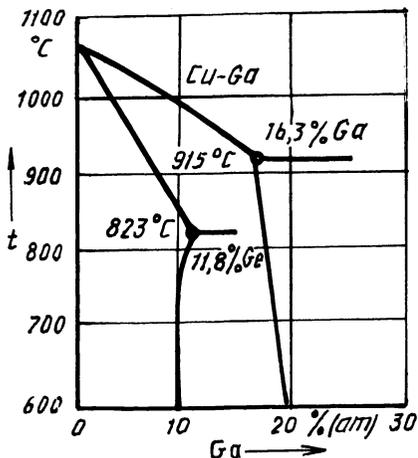


Рис. 1. Линии солидуса и границы растворимости галлия и германия в меди

нии ЭДУ в слабоконцентрированных сплавах объясняются, очевидно, особенностями дислокационной структуры этих сплавов. Полученные значения α в этих случаях определяются пределом чувствительности метода.

В сплавах, легированных галлием или германием (5%), большие значения α отмечены для сплава с германием, что объясняется как большей разницей валентностей, так и меньшей растворимостью германия в меди; этот сплав располагается ближе к фазовой границе. Оценка энергии дефектов упаковки по α приводит к значениям порядка $7 \cdot 10^{-3}$ и $12 \cdot 10^{-3}$ Дж/м² для сплавов Cu + 5% Ge и Cu + 5% Ga соответственно.

Проведенное исследование позволяет анализировать структурообразование сплавов при термоциклической обработке с учетом влияния энергии дефектов упаковки на эффект их деформационного упрочнения и разупрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. — М., 1970. — 215 с. 2. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скканов Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М., 1970. — 368 с. 3. Куколь В.В. Определение положения максимума K_{α_1} -положения дублета по профилю дублетной дифракционной линии // Завод. лаб. — 1966. — Т. 31, № 6. — С. 706—708. 4. Gallagher P.G.J. The Influence of Alloying, Temperature and Related Effects on the Stacking Fault Energy / Met. Frans. — Vol. 1, N 9. — 1970. — P. 2429—2461.

УДК 669.14.018.8:669-157.97

И.И.ШИМАНСКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ H27Ю2Т2Б

В связи с увеличением производства мартенситностареющих сталей актуальной становится задача выбора наиболее эффективного и оптимального метода их термической обработки. Мартенситностареющие сплавы представляют сложные многокомпонентные системы, термическая обработка которых основана на реализации прямого и обратного $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений, распаде пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в железе. Перспективными в отношении воздействия на характер превращений являются способы термической обработки с использованием циклических тепловых воздействий.

На примере стали H27Ю2Т2Б была исследована возможность улучшения структуры и свойств мартенситностареющих сталей за счет сочетания различных вариантов термоциклирования в области температур закалки и старения. Сталь H27Ю2Т2Б относится к высокопрочным стареющим аустенитно-мартенситного класса. Температурный интервал мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения составляет $-25 \dots -160$ °С, обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения — $500 \dots 670$ °С. Традиционная термическая обработка включает закалку от температур $850 \dots 900$ °С и старение при $520 \dots 540$ °С.

Высокотемпературная термоциклическая обработка (ВТЦО) проводилась

в интервале температур $950 \rightleftharpoons 700$ и $950 \rightleftharpoons 20$ °С, низкотемпературная (НТЦО) – $550 \rightleftharpoons 440$ и $550 \rightleftharpoons 20$ °С; количество циклов при этом изменялось от 3 до 10. При всех исследуемых режимах термообработки после закалки в воду следовало глубокое охлаждение в жидком азоте.

Многokrратно реализуемые фазовые $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения существенно изменяют структуру как закаленной, так и состаренной мартенситностаренной стали. Высокотемпературная термоциклическая обработка приводит к повышению однородности аустенита, его фазовому наклепу. Заметна большая фрагментация зерен аустенита, определяющая однонаправленность пластин мартенсита внутри фрагментов и его дисперсность. Кристаллы мартенсита имеют преимущественно дислокационную структуру, отличающуюся повышенной плотностью дислокаций и равномерностью их распределения. На некоторых участках отчетливо проявляется двойниковая структура мартенсита как результат фазового наклепа при $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращении. Эффект термоциклирования состоит в изменении соотношения фаз, дисперсности субструктуры.

При исследовании процесса старения сплава, прошедшего ВТЦО, отмечается повышенная стабильность мартенсита с сохранением характера его дислокационной структуры и двойников превращения. Сохраняются также кристаллогеометрические соотношения между γ - и α -фазами. По границам фрагментов имеются высокодисперсные выделения.

Термоциклирование в области температур старения изменяет дисперсность мартенсита, вызывает повышение плотности дислокаций и их перераспределение, приводит к более интенсивному распаду мартенсита с выделением пластин интерметаллидов. В некоторых крупных кристаллах мартенсита наблюдаются сгущения двойников, появившихся в процессе закалки сплава и сохранившихся после его старения. На микроэлектронограммах стали после НТЦО наблюдаются рефлексы, свидетельствующие о выделении фазы Ni_3Al . Характер рефлексов и их расположение указывают на ориентированность выделений. При большом количестве циклов обработки возможна реализация

Табл. 1. Влияние режимов термической обработки на содержание остаточного аустенита и твердость стали Н27Ю2Т2Б

Режимы термической обработки		Содержание остаточного аустенита, %	Твердость HRC
закалка	старение		
875 °С, 1 ч	—	48	38
	525 °С, 1 ч	22	52
	550 \rightleftharpoons 20 °С, 3 цикла	28	53
	550 \rightleftharpoons 20 °С, 10 циклов	32	53
	550 \rightleftharpoons 440 °С, 6 циклов	24	55
950 \rightleftharpoons 20 °С, 10 циклов	—	48	32
	525 °С, 1 ч	20	57
	550 \rightleftharpoons 20 °С, 3 цикла	29	53
	550 \rightleftharpoons 20 °С, 10 циклов	30	55
	550 \rightleftharpoons 400 °С, 6 циклов	25	55

$\alpha\text{-}\gamma$ -превращения, сопровождающегося растворением фаз, выделившихся при старении.

Сочетание высоко- и низкотемпературной ТЦО приводит к повышению дисперсности мартенсита, а также к увеличению скорости его распада с выделением интерметаллидов высокой дисперсности.

Содержание аустенита определяли рентгеновским методом, сравнивая среднюю интегральную интенсивность отражений (220) и (311) аустенита и интенсивность отражения (211) мартенсита. Результаты, приведенные в табл. 1, показывают, что содержание аустенита зависит от режима циклирования (температурный интервал, число циклов). Твердость термоциклированных образцов изменяется незначительно и находится в пределах 52–55 НRC.

Указанные структурные особенности термоциклической обработки мартенситностареющей стали H27Ю2Т2Б позволяют повысить ее прочностные и пластические характеристики.

УДК 621.762

**Л.Ф.КЕРЖЕНЦЕВА, Г.Г.МАКАЕВА,
Е.С.ТУРОВСКАЯ**

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ШЛАМОВЫХ ОТХОДОВ СТАЛИ Р6М5

Известно [1, 2], что порошок, полученный из шламовых отходов быстрорежущей стали Р6М5, обладает нулевой текучестью, неудовлетворительной прессуемостью и имеет низкую насыпную плотность. Частицы отходов быстрорежущей стали имеют разнообразную форму: тонкую "вьюнообразную", тонкую изогнутую, вытянутую и осколочную различных размеров (5–180 мкм). Кроме того, порошок из отходов после сушки и магнитной сепарации характеризуется повышенным содержанием кислорода (~ 5,4 %). Для улучшения технологических свойств и уменьшения содержания кислорода, снижающего конструкционную прочность материалов, порошок из шламовых отходов стали Р6М5 подвергали отжигу в среде диссоциированного аммиака. С целью повышения текучести и прессуемости указанный порошок смешивали с порошком железа марки ПЖРВ, фракционный состав которого соответствовал фракционному составу порошка Р6М5.

Для проведения исследований по изучению свойств порошковых материалов на основе отходов стали Р6М5 было выбрано 3 состава: I – 100 % Р6М5; II – 70 % ПОР6М5 + 30 % ПЖРВ; III – 60 % ПОР6М5 + 40 % ПЖРВ. Из всех трех составов прессовали образцы диаметром 10 мм, высотой 10–12 мм. Относительная плотность и твердость образцов после их спекания и повторного прессования соответственно составляли: состав I – 78–80 %; 62–65 НRB; II – 83–85 %, 48–50 НRB; III – 87–89 %, 52–54 НRB. Для улучшения свойств порошковые материалы указанных составов подвергали термообработке. Основные закономерности термической обработки порошковых материалов аналогичны закономерностям обработки компактных материалов. Однако

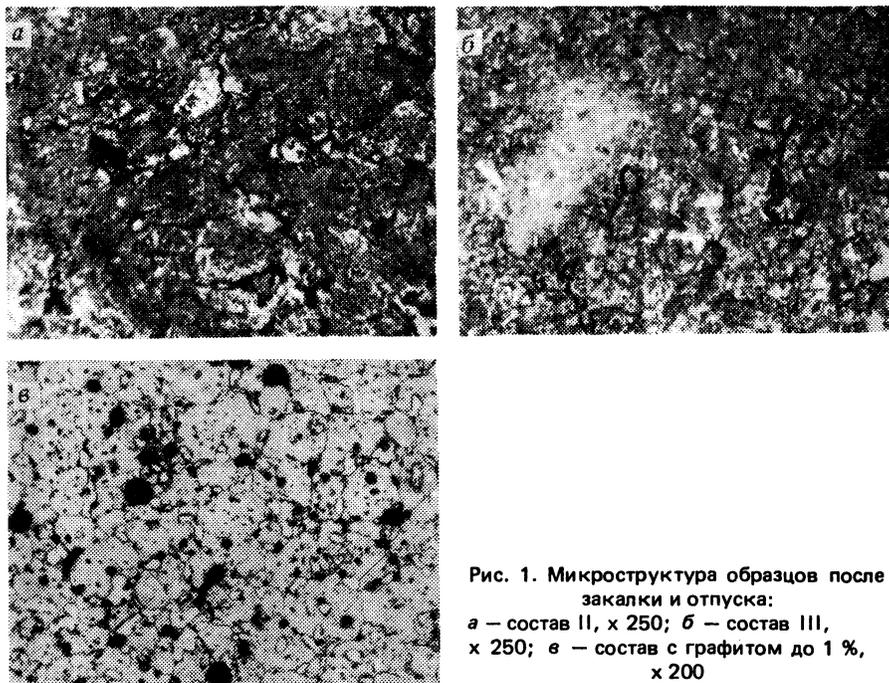


Рис. 1. Микроструктура образцов после закалки и отпуска:
 а — состав II, $\times 250$; б — состав III, $\times 250$; в — состав с графитом до 1 %, $\times 200$

наличие пористости, неоднородность структуры спеченных материалов требуют корректировки, а в ряде случаев и изменения режимов, условий и приемов их термической обработки, которые могут значительно отличаться от обработки компактных материалов идентичного химического состава.

Пористость спеченных материалов оказывает влияние на положение критических точек при термообработке, вызывая их смещение по отношению к критическим точкам компактных материалов. Увеличение пористости приводит к снижению A_{c1} и повышению A_{r1} и M_n . Основная причина такого явления — в снижении теплопроводности порошковых материалов. Повышение положения точки M_n для порошковых сталей сопровождается снижением твердости мартенсита, что объясняется его самоотпуском в процессе охлаждения с более высоких температур.

Исходя из изложенного выше, оптимальные режимы термической обработки материалов исследуемых составов определялись методом пробных закалок [3]. Температурный интервал режимов термообработки составлял от 950 °C до 1200 °C с интервалом варьирования 50 °C. Нагрев под закалку осуществлялся в солях бария с охлаждением на воздухе. После термической обработки спеченных материалов определялась твердость образцов и изучалась их микроструктура.

Установлено, что оптимальными температурами закалки являются: для состава I — 1050 °C; II и III — 1100 °C. При этом твердость образцов I—III составов равняется 38, 30 и 20 HRC соответственно. Микроструктура образ-

цов после закалки состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов (рис. 1).

Однако химическим анализом образцов после их термообработки установлено, что в процессе высокотемпературной обработки происходит частичное выгорание углерода, результатом чего являются невысокие значения твердости. Поэтому дальнейшие исследования проводили на образцах тех же составов с добавками графита до 1 %. Закалку осуществляли по оптимальным указанным выше режимам с охлаждением в масле. После закалки был проведен отпуск образцов по следующему режиму: I отпуск — до 560 °С, выдержка 60 мин, охлаждение в масле; II и III отпуска — выдержка 20 мин, охлаждение на воздухе. Такой режим обусловлен тем, что продолжительность длительных отпусков непропорционально велика по сравнению с общим временем закалки (3—5 мин), а кратковременный отпуск уменьшает этот разрыв [2]. Кроме того, для предотвращения окисления и обезуглероживания поверхности образцов использовалась засыпка из смеси оксида алюминия и отработанного карбюризатора в соотношении 3:1. Оптимальное соотношение механических свойств образцов после их термообработки наблюдалось у состава II: ударная вязкость — $0,26 \cdot 10^2$ кДж/м², прочность на изгиб — 400 МПа, твердость — 50 HRC. Микроструктура образцов указанного состава (рис. 1, в) содержит мартенсит отпуска, остаточный аустенит и большое количество крупных карбидов, расположенных по границам зерен.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г а б р и е л о в И.П., К е р ж е н ц е в а Л.Ф., Б у р а ч о н о к И.Н. Свойства порошка, полученного из металлоабразивных отходов быстрорежущей стали // Порошковая металлургия. — Мн., 1985. — Вып. 9. — С. 133-136.
2. Г е л л е р Ю.А. Инструментальные стали. — М., 1975. — 583 с.
3. Г о р ч а к о в а С.А. Влияние углерода на фазовый состав, структуру и свойства порошковой быстрорежущей стали типа Р6М5 // МИТОМ. — 1984. — № 3. — С. 20—22.

СОДЕРЖАНИЕ

Обработка металлов давлением

Исаевич Г.А., Король В.А., Сидоренко М.И., Харлан В.Е. Действительные скорости пластического течения металла в плоских и осесимметричных задачах	3
Добровольский И.Г., Семенов В.П., Шляховой В.С. Технологические особенности механических способов изготовления сильфонов	5
Исаевич Л.А., Веремейчик А.А. Одностороннее прессование металлических порошков	7
Безверхий М.С., Сычев Н.Г. Среднее давление при прокатке с поперечным сдвигом	10
Пилипенко В.И., Варавин В.А., Любимов В.И. Анализ напряженного состояния двухслойной заготовки при вытяжке	13
Войтов В.Г., Карпицкий В.С. Определение площади контакта при волочении-прокатке микропроволоки с использованием инструмента криволинейной формы.	17
Хлебцевич В.А. Зависимость устойчивости процесса волочения проволоки от его кинематических параметров	20
Лупачев В.А., Медведева Т.А. Исследование условий в зоне контакта заготовки и инструмента при холодной поперечно-клинковой прокатке.	22
Реут Л.Е., Богинский Л.С. Последовательное обжатие пористой трубы в условиях гидродинамики и жидкостного трения.	25
Дмитрович Д.И., Калиновская Т.В. О критериях самоорганизации процесса поверхностного пластического деформирования	28
Василевич В.И., Королько А.А. Пути и методы снижения расхода материальных ресурсов в машиностроении	30
Сычев Е.Г., Буренков В.Ф. Влияние геометрии деформирующего инструмента на толщину покрытия при прошивке	32
Красневский С.М., Лазаревич Г.И. Исследование процесса высадки с наложением импульсов электротока	35
Алифанов А.В. Развитие наростов в процессе холодного деформирования	37
Гальбурт М.А., Добровольская М.К., Овсеенко А.В., Христенко Г.Г. Автоматизированное проектирование технологии изготовления листовых деталей	40

Литейное производство

Худокормов Д.Н., Дешиц С.С., Шаповалов Ю.П., Щемелев И.С. Вакуумирование стержней в нагреваемой оснастке	42
Белый О.А., Глуховский В.И., Скрыган А.И. Механизм взаимодействия газового потока и орошающей жидкости в пылеуловителе	43
Белый О.А., Дедовец В.А., Королева А.М., Ходин В.В. Очистка выбросов из печей для плавки алюминиевых сплавов.	45
Михайловский В.М., Королев В.М., Елсуков В.Л. Ударостойкость высокопрочного чугуна при положительных и отрицательных температурах.	47
Розум А.В., Сарока А.И., Щебров А.Н. Фильтрация чугунов в литейной форме с применением открытоячейистой пенокерамики	49
Хорошко И.В., Храменков И.А., Шейнерт В.А. Качество высокопрочного чугуна в зависимости от состава магнийсодержащих модификаторов.	51
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А. Влияние добавок магния на прочность сплава АЛ2 при литье под давлением.	53
Крутилин А.Н., Гринберг В.А., Столярова Г.И., Тутов В.И. Определение коэффициента термического расширения чугуна при высоких температурах.	55

Земсков И.В., Тутов В.И., Тульев В.Д., Филанович И.К. Пути повышения качества наружной поверхности непрерывнолитых заготовок	57
Галушко А.М., Стриженков М.И., Беседин В.М. Использование сплава АК5М4 в машиностроении	58
Немененок Б.М., Артюшенко Т.В. Модифицирование вторичных силуминов сурьмой	60
Лазаренков А.М. Характеристика тепловых режимов рабочих мест в литейных цехах.	62
Прокопов В.И., Соколов Ю.В. Тепловые процессы в двухфазном потоке при напылении	65
Кукуй Д.М., Скворцов В.А. Об улучшении выбиваемости жидкостекольных смесей с природными органоминеральными материалами	68
Клышко А.А., Терентьева И.В. Вредные вещества формовочных и стержневых отделений литейных цехов.	71
Мыльникова Н.Д., Цейгер Е.Н. Изучение напряжений в системе модифицированного силиката.	73
Понкратин Е.И., Павловская С.А., Романовский В.М. Азотируемые штамповые стали	75
Гурин С.С., Стефанович В.А., Клещенок Г.И. Оптимизация состава модифицирующего покрытия на основе фторида магния с использованием симплексного метода планирования	77
Соболев В.Ф., Чичко А.Н., Боровик Ф.Н. О параметрах, определяющих тип межатомаго взаимодействия компонентов в сплавах.	80
Ситкевич М.В., Стручков В.О., Заяц С.Л. Исследование свойств инструментальных сталей, подвергнутых ХТО	84
Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Новиков А.И. Тепловое и термомодеформационное взаимодействие между отливкой и формой	85
Кравченко Е.В., Никифоров А.А., Тухай Г.Г. Особенности формирования структурных зон в отливках, полученных намораживанием металла в потоке.	89
Калиниченко А.С., Лосяк Ю.А., Жвавый Н.П., Антоневич М.А. Влияние объемного содержания упрочняющих волокон на продвижение фронта затвердевания	90
Киселева Т.Н., Первачук Ж.В., Серикова Л.И. Применение ЭВМ при исследовании условий труда и производительности в литейных цехах	92
Янг Г., Чандуви К., Цбрираль Х., Воронов С.В. Получение жаропрочных гранулированных алюминиевых сплавов.	95

Металловедение и термическая обработка металлов

Галин Р.Г., Ворошнин Л.Г., Остряков В.В., Лунегов Б.Н., Шейнкман А.И. Устойчивость гранулометрического состава насыщающей смеси при химико-термической обработке	97
Кухарева Н.Г., Исламов А.М. Коррозионная стойкость углеродистых сталей после химико-термической обработки.	101
Левитан С.Н., Фриджат А., Иванова И.М. Структура и свойства цинк-алюминиевых термодиффузионных покрытий на образцах из стали 08 кп	104
Протасевич В.Ф., Кухарев Б.С. Исследование алюмотермических смесей для двухфазного борирования	106
Панич Г.Г., Галынская Н.А., Керженцева Е.Ф. Рентгеноструктурные исследования механизма борохромирования сталей.	108
Тамело С.А., Шолпан Ю.С. К вопросу о применении металлических материалов в пищевой промышленности.	112
Поляков Б.З., Пучков Э.П. Остаточные напряжения в однофазных боридных слоях на образцах из стали У8 и 5ХНМ с предварительным гальваническим железнением	115
Левченко Г.М., Ломако А.В., Максимов А.А., Мосекин А.С. Получение композиционных материалов системы молибден—титан—кремний и исследование их жаростойкости.	119

Г р е ш и л о в А.Д. Исследование склонности сплава ВАЛ10 к деформированию	121
К у п р и я н о в а И.Ю., С а в и ц к а я Е.В. Свойства промышленных алюминиевых сплавов, обработанных модификаторами длительного действия	123
П а р х у т и к П.А., Б у л ы г а И.Н. Влияние состава стронцийсодержащих лигатур на технологические свойства силуминов	126
Т о ф п е н е ц Р.Л., Б а ш у н Т.В. Рентгенографическое исследование вероятности дефектов упаковки в сплавах Cu-Ge, Cu-Ga	128
Ш и м а н с к и й И.И. Исследование термоциклической обработки мартенситноста-реющей стали H27Ю2Т2Б	131
К е р ж е н ц е в а Л.Ф., М а к а е в а Г.Г., Т у р о в с к а я Е.С. Разработка режимов термической обработки порошковых материалов на основе шламовых отходов стали Р6М5	133

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 23

Редактор *Э.Н.Капова*

Младший редактор *А.П.Берлина*

Художественный редактор *И.А.Демковский*

Технический редактор *С.И.Шкредова*

Корректоры *Т.К.Хваль, З.Б.Звонарева*

Оператор *М.К.Войнич*