

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК

В ы п у с к 19

Минск "Вышэйшая школа" 1985

УДК 669

М34

Главный редактор
Л.С. Ляхович

Редакционный совет:

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

Ответственный за выпуск Д.Н. Худокормов

Изложены результаты теоретических и экспериментальных исследований в области металловедения. термической обработки металлов, обработки металлов давлением и литейного производства. Основная часть исследований проведена по актуальным проблемам соответствующих отраслей промышленности с учетом новейших достижений науки и техники. Приведены описания прогрессивных технологических процессов и оборудования для их промышленного использования. Освещен опыт внедрения новых технологических решений в производство.

Предназначен для широкого круга научных и инженерно-технических работников, аспирантов и студентов вузов.

М 2601000000-192 150-85
М304 (05) -85

© Издательство "Высшая школа", 1985.

І. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК*621.774

А.В. СТЕПАНЕНКО, д-р техн.наук,
Н.В. ЗАН (БПИ)

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДОРНОВАНИИ ТРУБ

Повышение производительности труда и снижение себестоимости изготовления деталей типа гильз, втулок и труб можно обеспечить при внедрении точных методов бесстружечной обработки металлов пластическим деформированием. Деформирующая обработка точных и чистовых отверстий гильз, втулок и труб принципиально изменяет и упрощает существующую технологию производства, значительно снижает трудоемкость, металлоемкость, повышая качество и долговечность деталей [1]. Внедрение деформирующей обработки отверстий взамен резания исключает предварительную механическую обработку, что снижает на 15–40 % расход металла труб; в два-пять раз трудоемкость обработки отверстий; на 30–50 % затраты по инструменту, электроэнергии, вспомогательным материалам, амортизационным отчислениям. Значительно снижаются и другие производственные расходы; высвобождается дефицитное металлорежущее оборудование [2].

По сущности и характеру пластической деформации все известные процессы дорнования отверстий могут быть разделены на две группы.

Дорнование с малыми натягами, когда пластически деформированная зона металла не распространяется на всю толщину стенки обрабатываемой трубы, применяют для чистовой отделочной обработки отверстий.

Дорнование с большими натягами в отличие от дорнования с малыми натягами обеспечивает за один-два прохода получение отверстий точностью до 4–2а классов, прямолинейностью и $R_a = 1,25–0,16$ мкм и упрочнение поверхности металла на значительную глубину [1,2].

Дорнование с большими натягами относится к точным формообразующим способам обработки металлов без снятия стружки. Пластические деформации в этом случае соизмеримы с геометрическими размерами деталей и охватывают часть либо весь объем заготовки, изменяя в заданном направлении ее форму, размеры и физико-механические свойства металла.

Анализ напряженного состояния при дорновании труб является важной характеристикой процесса пластического деформирования, значение которого необходимо для определения усилия дорнования и максимальной степени деформации за проход; расчета инструмента и деформирующих элементов на прочность; выбора оборудования, оптимальной формы и геометрии деформирующих элементов; оценки качества и определения других характеристик обработки.

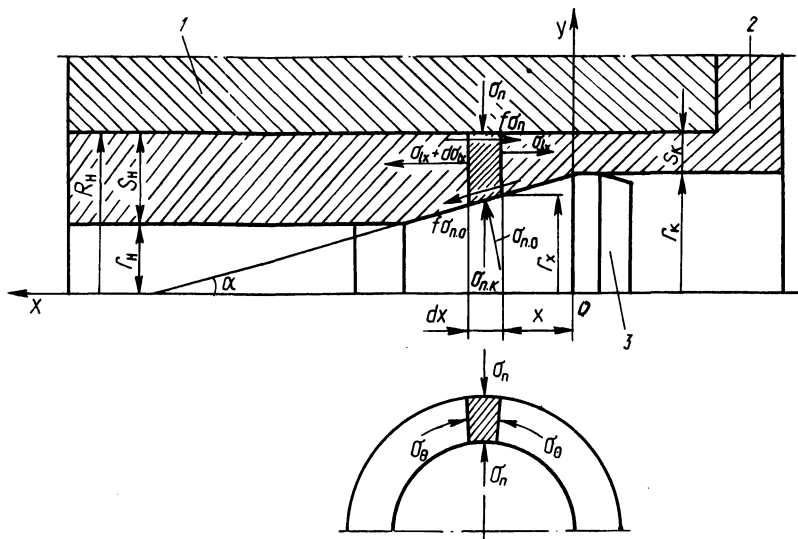


Рис. 1. Схема действующих сил и напряженного состояния при дорновании труб:
1 – обойма; 2 – труба; 3 – дорн

Схема действующих сил и напряженного состояния при дорновании труб показана на рис. 1.

Условие статического равновесия сил для выделенного в очаге деформации бесконечно малого элемента сечения трубы определяется следующим уравнением:

$$d\sigma_{lx} F_x + \left[\sigma_{lx} + \sigma_n \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} \frac{R_H}{r_x} - \sigma_{n.0} \frac{(\operatorname{tg} \alpha + f)}{\operatorname{tg} \alpha} \right] dF_x = 0 \quad (1)$$

где f – коэффициент трения; $F_x = \pi(R_H^2 - r_x^2)$ – площадь в произвольном сечении.

Из уравнения пластичности имеем

$$\sigma_n = \beta \sigma_T - \sigma_{lx},$$

где σ_T – предел текучести металла при линейном растяжении; β – коэффициент, учитывающий влияние третьего главного напряжения при объемной схеме напряженного состояния.

$$\sigma_{n.0} = \frac{\beta \sigma_T - \sigma_{lx}}{1 - f \operatorname{tg} \alpha}.$$

Подставляя значения σ_n и $\sigma_{n.0}$ в уравнение (1), после преобразования получим

$$d\sigma_{lx} F_x + [(1 - \epsilon_1) \sigma_{lx} + \beta \sigma_T \epsilon_1] dF_x = 0,$$

где $\frac{R_H}{r_x} \approx \frac{R_H}{r_K} = a$; $\epsilon_1 = a \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} - \frac{\operatorname{tg} \alpha + f}{(1 - f \operatorname{tg} \alpha) \operatorname{tg} \alpha}$.

После интегрирования имеем

$$(\epsilon_1 - 1)\sigma_{1x} - \beta\sigma_T\epsilon_1 = F_x^{\epsilon_1 - 1} c_1. \quad (2)$$

Постоянную интегрирования c_1 определяем из граничных условий: при $F_x = F_H$ (начальной поперечной площади сечения трубы) $\sigma_{1x} = 0$. Исходя из этого имеем

$$c_1 = - \frac{\beta\sigma_T \epsilon_1}{F_H^{\epsilon_1 - 1}}.$$

Подставляя значение c_1 в уравнение (2), получим

$$\sigma_{1x} = \frac{\beta\sigma_T \epsilon_1}{\epsilon_1 - 1} \left[1 - \left(\frac{F_x}{F_H} \right)^{\epsilon_1 - 1} \right].$$

При $F_x = F_K$ (конечной площади сечения трубы) имеем выражение для определения напряжения в конце очага деформации

$$\sigma_K = \frac{\beta\sigma_T \epsilon_1}{\epsilon_1 - 1} \left[1 - \left(\frac{F_K}{F_H} \right)^{\epsilon_1 - 1} \right],$$

или

$$\sigma_K = \frac{\beta\sigma_T \epsilon_1}{\epsilon_1 - 1} \left[1 - \left(\frac{S_K}{S_H} \right)^{\epsilon_1 - 1} \right].$$

Усилие дорнования определяется как $P_D = \sigma_K F_K$, где $F_K = \pi(R_H^2 - r_K^2)$.

Исходя из условий $\sigma_K \leq \sigma_T$ определяем максимальную степень деформации за один проход дорнования

$$e = - \frac{1}{\epsilon_1 - 1} \ln \left(1 - \frac{\epsilon_1 - 1}{\beta\epsilon_1} \right).$$

ЛИТЕРАТУРА

1. Монченко В.П. Деформирующая обработка отверстий втулок и гильз гидропневмоцилиндров. — М.: НИИМАШ, 1976. — 91 с.
2. Монченко В.П. Эффективная технология производства полых цилиндров. — М.: Машиностроение, 1980. — 248 с.

ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКЕ

Существующее представление многих авторов о микропрофиле, который получается при ротационной вытяжке с утонением шариковыми матрицами планетарного типа, как о следе рабочего движения инструмента является далеко не точным вследствие искажений, вызываемых пластическим течением металла в месте контакта инструмента с деталью. Пластическое течение происходит как в направлении подачи с образованием волны, которая перемещается вместе с инструментом, так и в направлении, противоположном подаче, вызываемая при этом искажение ранее образованного соседнего микрорельефа. При этом образуется вторичный микропрофиль, который и характеризует обработанную поверхность [1].

Необходимо отметить, что указанное пластическое течение происходит в области, которая захватывает несколько соседних микронеровностей. Пластическое течение вызывает повторное искажение этих неровностей.

Для расчета высоты микронеровностей поверхности, получаемой после ротационной вытяжки с утонением шариковыми матрицами планетарного типа, рекомендуются выражения

$$R_z = R_{ш} - \sqrt{R_{ш}^2 - \frac{s_1^2}{4}} \quad \text{или} \quad R_z = \frac{s_1^2}{8R_{ш}}, \quad (1)$$

где $R_{ш}$ – радиус деформирующих шаров; $s_1 = f/m$ – подача одного шара на оборот оправки. Здесь f – подача шариковой матрицы на оборот оправки; m – число деформирующих шаров в матрице.

Формулы (1) дают заниженное значение высоты микронеровностей получаемой поверхности. Это объясняется тем, что они не учитывают многих технологических параметров процесса, свойств материала и т.д.

Для учета указанных параметров была предложена [2] следующая формула:

$$R_z = \frac{s_1^2}{8R_{ш} n^2} K_e K_v K_y, \quad (2)$$

где n – коэффициент утонения при ротационной вытяжке, равный отношению исходной и конечной толщин стенки детали; K_e – коэффициент, зависящий от пластических свойств металла и учитывающий изменение механических свойств от суммарной степени деформации, $K_e = 2,0 \dots 2,8$; K_v – коэффициент, учитывающий отношение скорости ротационной вытяжки к скорости подачи заготовки, $K_v = 1,5 \dots 2,0$; K_y – коэффициент, учитывающий технологические условия процесса, $K_y = K_1 K_2 K_3 K_4$, где K_1 – коэффициент, зависящий от исходной поверхности заготовки, $K_1 = 1 \dots 1,5$; K_2 – коэффициент, зависящий от анизотропии механических свойств металла, $K_2 = 1 \dots 1,4$; K_3 – коэффициент,

зависящий от разброса размеров шаров, соосности оправки, смазки, $K_3 = 1 \dots 1,5$; K_4 — коэффициент, зависящий от суммарного зазора между шарами и от возможности их проскальзывания, $K_4 = 1 \dots 1,4$.

Данная формула не учитывает упругой деформации, которая значительно влияет на шероховатость поверхности, особенно при ротационной вытяжке тонкостенных оболочек.

Как известно [3], линия, получившаяся от соприкосновения деформирующего шара и обрабатываемого материала с учетом упругой деформации, является параболой. Ее каноническое уравнение имеет вид $y^2 = px$, где p — радиус кривизны в вершине параболы.

В нашем случае $p = R_{\text{ш}} + e_1 + e_2$, где e_1, e_2 — упругая деформация шара и материала заготовки соответственно.

Согласно [4], упругая деформация при вдавливании сфер с разным диаметром составляет

$$e_1 + e_2 = 0,8255 \sqrt[3]{\frac{(\eta P)^2}{R_{\text{ш}}}}$$

где P — усилие деформирования; η — упругая постоянная соприкасающихся тел

$$\eta = \frac{1 - \mu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \mu_2^2}{E_2}$$

где μ_1, μ_2 — коэффициент Пуассона для материала деформирующего шара и трубки-заготовки соответственно; E_1, E_2 — модуль упругости для материала шара и заготовки соответственно.

Подставляя значения в формулу (2), получим выражение

$$R_z = \frac{f^2}{8 n^2 m^2 (R_{\text{ш}} + 0,8255 \sqrt[3]{\frac{(\eta P)^2}{R_{\text{ш}}}})} K_e K_v K_y \quad (3)$$

Для анализа полученного выражения проводились исследования по ротационной вытяжке с утонением трубок-заготовок из стали Ст.3 и латуни Л63. Деформацию исходных трубок-заготовок с начальной толщиной стенки 0,8 мм вели до толщины 0,57 мм ($\epsilon = 28,75\%$). Партии трубок (по 25 штук) деформировались шариковой матрицей, установленной на суппорте токарно-винторезного станка вместо резцедержателя. Для регистрации усилия деформирования на элементы матрицы, воспринимающие нагрузку, наклеивались проводочные тензорезисторы типа 2ФКТК5-100 С. Сигналы от них усиливались в усилителе УТ4-1 и фиксировались на ленте самопишущего быстродействующего прибора Н320-5. Шероховатость поверхности полученных трубок измерялась на профилографе-профилометре типа А1 модели 252.

Приводим экспериментальные кривые зависимости шероховатости полученных трубок (параметр R_a) от подач для стали Ст. 3 (рис. 1, а) и латуни Л63 (рис. 1, б). Данные зависимости сравнивались с теоретическими графиками, построенными по выражениям (1), (2) и (3). Из рис. 1 видно, что полу-

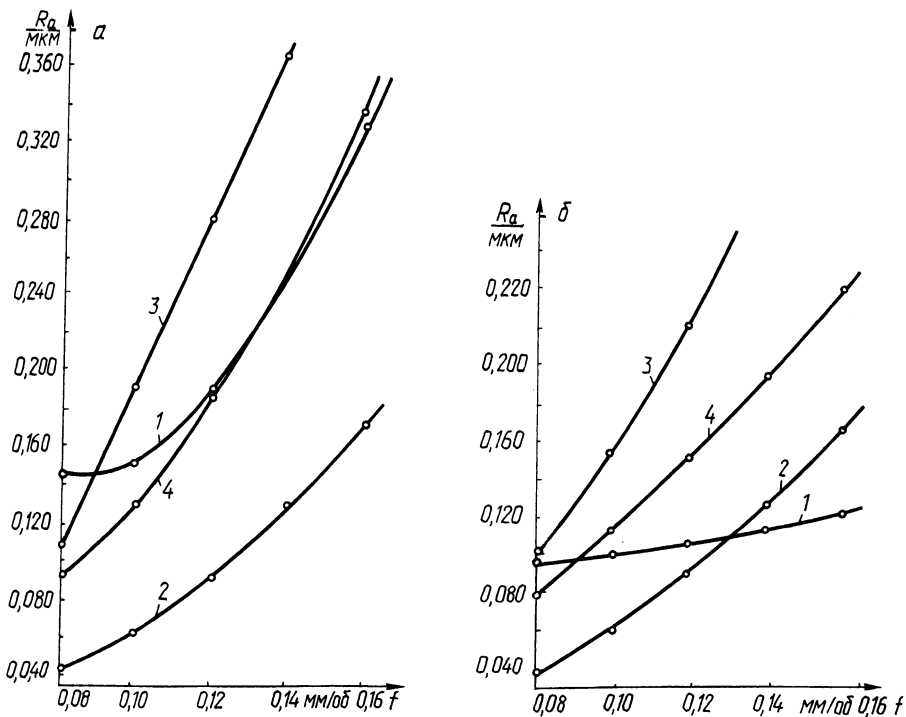


Рис. 1. Зависимость шероховатости (R_a) поверхности от величины подач f для стали Ст3 (а) и латуни Л63 (б): $\epsilon = 28,75\%$; $R_{\text{ш}} = 8\text{ мм}$; $m = 7$; $D_{\text{заг}} = 16,9\text{ мм}$; 1 – экспериментальные значения; 2–4 – соответственно расчетные значения по формулам (1); (2); (3)

ченное авторами выражение (3) наиболее верно отражает действительные значения параметров шероховатости при ротационной вытяжке сталей. В случае деформирования более пластичных материалов (рис. 1,б) полученная зависимость хорошо совпадает с практическими исследованиями лишь при небольших подачах заготовки. Это объясняется интенсивным пластическим течением металла при ротационной вытяжке с высокими значениями подач заготовки на один оборот оправки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным деформированием. – М.: Машиностроение, 1978. – 152 с.
2. Королев В.Н. Листовая штамповка молибдена и его сплавов в приборостроении. – М.: Машиностроение, 1977. – 150 с.
3. Галин Л.А. Контактные задачи теории упругости и вязкоупругости. – М.: Наука, 1980. – 304 с.
4. Расчеты на прочность в машиностроении/С.Д. Пономарев, В.Л. Бидерман, К.К. Лихарев и др. – М.: Машгиз, 1958, т. 2. – 974 с.

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ (БПИ),
В.С. ШЛЯХОВОЙ, канд-ты техн.наук (НИИгеллоприбор)

ТРЕБОВАНИЯ К ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА СИЛЬФОННЫХ ТРУБОК-ЗАГОТОВОК

Гидроформование сильфона (как операция пластического деформирования трубки-заготовки) требует определенной технологической пластичности ее материала.

Авторами предложена зависимость между коэффициентом гофрирования сильфона K и необходимой для его формования пластичностью материала δ :

$$\ln(1 + \delta) \geq 0,58 \ln(1 + K). \quad (1)$$

Эта формула получена из условия неразрушения трубки-заготовки в процессе формования из нее сильфона.

Коэффициент гофрирования сильфона количественно выражает фактическое значение достигнутой интенсивности деформации объема материала, претерпевающего наибольшее деформирование при формовании сильфона и ответственного за разрушение трубки-заготовки:

$$K = \frac{D - d_0}{d_0},$$

где D – наружный диаметр сильфона, мм; d_0 – начальный диаметр трубки-заготовки, мм.

Пластичность материала сильфонной трубки-заготовки выражается через предельную интенсивность деформации, которая определяется в процессе испытания ее внутренним гидростатическим давлением в условиях плоского напряженного состояния. При соотношении компонентов напряжений в продольном и окружном направлениях, равном 0,5, пластичность материала сильфонной трубки заготовки определяется в виде

$$\delta = \frac{d_k - d_0}{d_0},$$

где d_k – диаметр испытанной трубки-заготовки, замеренный между точками, равноудаленными от места разрушения, мм; d_0 – начальный диаметр трубки-заготовки, мм.

Значение пластичности материала трубки-заготовки, определенное из выражения (1), гарантирует формование сильфона, но не позволяет избежать наличия необратимых микродефектов, образование которых предшествует общему разрушению материала. Последние имеют тенденцию к прогрессирующему развитию при переменных нагрузках, т.е. в условиях эксплуатации сильфона, что может заметно снизить его ресурс работы. Во избежание появления в материале необратимой дефектности, пластическое деформирование трубки-заготовки в процессе формования сильфонов должно происходить ниже уровня, при котором начинается образование микроразрывов, предшествующих

Т а б л и ц а 1. Зависимость циклопрочности сильфонов от пластичности материала сильфонных трубок-заготовок

Номер партии	Пластичность материала трубок-заготовок в партии $\delta_{\text{п}}$	Номер сильфона	Число циклов до разрушения N	Среднее число циклов N	Коэффициент использования пластичности $k = \frac{\delta}{\delta_{\text{п}}}$
I	0,22–0,24	1	11550	15160	0,94
		2	15300		
		3	11100		
		4	23400		
		5	17700		
		6	11910		
II	0,25–0,29	1	28830	23395	0,80
		2	24720		
		3	30540		
		4	19470		
		5	16680		
		6	20130		
III	0,30–0,35	1	21510	25695	0,66
		2	26010		
		3	21420		
		4	35190		
		5	23400		
		6	26640		

общему разрушению материала. У пластичных металлов начало интенсивного образования микроразрывов соответствует локализации деформации, которая известна как начало образования "шейки" [1].

Таким образом, материал сильфонных трубок-заготовок должен обладать определенным запасом по пластичности, который обеспечивает формование сильфона без внесения в материал необратимых дефектов. Увеличение запаса пластичности материала трубок-заготовок должно повышать циклопрочность сильфонов [2].

Настоящее положение экспериментально исследовалось при испытании сильфонов на циклопрочность. Три партии измерительных сильфонов 28 x 10 x x 0,2-2-Л80, изготовленные из трубок-заготовок с различной исходной пластичностью в каждой партии, испытывались до разрушения при одном уровне пульсирующей переменной нагрузки ($\sigma_0 = 270$ МПа).

В качестве показателя пластичности как технологического фактора, оказывающего влияние на ресурс работы сильфона, принят коэффициент использования пластичности k , представляющий собой отношение потребного для формования сильфона относительного удлинения материала трубки-заготовки к фактическому.

Результаты испытаний, приведенные в табл. 1, показывают, что циклопрочность сильфонов зависит от исходной пластичности материала трубок-заготовок, возрастая при ее увеличении.

Наиболее ощутимый рост циклопрочности сильфонов наблюдается при

увеличении на 20 % минимально необходимой пластичности, которая требуется для формования сильфона. Большой запас пластичности, при равных условиях, не дает существенного увеличения циклопрочности (рис. 1). Оптимальная технологическая пластичность материала сильфонных трубок-заготовок определяется как $\delta_{\text{опт}} = 1,2\delta$. Это подтверждается также при изготовлении сильфонов различных типоразмеров из материала 36НХТЮ, 12Х18Н10Т, БрБ2.

Введение в технологический процесс изготовления сильфонов указанного требования к пластичности материалов трубок-заготовок позволило в среднем в 1,5–2,0 раза повысить ресурс работы сильфонов.

Таким образом, минимальное значение пластичности материала трубок-заготовок, необходимое для формования сильфонов, должно быть увеличено в 1,2 раза, что обеспечит необходимый запас, гарантирующий формование сильфонов без внесения в материал микродефектов, снижающих ресурс работы сильфонов.

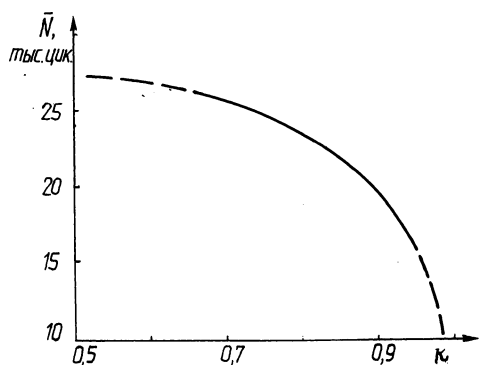


Рис. 1. Зависимость циклической прочности сильфонов от коэффициента использования пластичности (κ) при гидравлическом формовании

ЛИТЕРАТУРА

1. Усталость и хрупкость металлических материалов/В.С. Иванова, Е.С. Гуревич, И.М. Копьев и др. – М.: Наука, 1968. – 216 с. 2. Пластичность и разрушение/В.Л. Колмогорова, А.А. Богатов, Б.А. Мигачев и др. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.

УДК 621.771

М.С. БЕЗВЕРХИЙ, канд.техн.наук,
Н.Г. СЫЧЕВ (БПИ)

ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛОСЫ ПРИ ПРОКАТКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СДВИГОМ

В процессе прокатки с поперечным сдвигом в очаге деформации контактные условия в поперечном сечении полосы различны: на одном крае полосы поперечные силы трения от осевого смещения вала способствуют течению металла в уширение, а на другом, наоборот, препятствуют течению металла в уширение. Суммарные векторы сил трения по краям будут различны. В связи с этим вытяжки и скорости краев полосы различны. Из-за этого возникает ее скручивание на выходе из валков.

Рассмотрим отрезок полосы, вышедшей из валков (рис. 1). Пусть длина ребра $A'B$ полосы больше длины ребра CD :

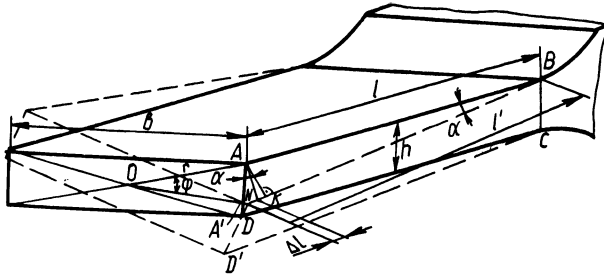


Рис. 1. Деформация полосы при прокатке с поперечным сдвигом

$\Delta l = l' - l$, где l' – длина ребра АВ; l – длина ребра СД.

Отрезок AA' является хордой окружности с центром O и радиусом r , равным половине диагонали полосы

$$AA' = 2r \sin \frac{\varphi}{2} = \sqrt{b^2 + h^2} \sin \frac{\varphi}{2}, \text{ где } r = \frac{1}{2} \sqrt{b^2 + h^2}.$$

В то же время $AA' = l \operatorname{tg} \alpha$, где α – угол поворота ребра АВ. Следовательно,

$$\sqrt{b^2 + h^2} \sin \frac{\varphi}{2} = l \operatorname{tg} \alpha. \quad (1)$$

Значение $\operatorname{tg} \alpha$ можно определить из треугольника $A'AK$

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{A'K}{\sqrt{AA'^2 - A'K^2}}; \quad A'K = \Delta l + NK; \quad NK = l - l \cos \alpha;$$

$$\cos \alpha = \frac{l}{l + \Delta l}; \quad NK = \frac{\Delta l}{l + \Delta l}; \quad A'K = \frac{\Delta l(2l + \Delta l)}{l + \Delta l} \approx 2\Delta l.$$

Тогда

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{2\Delta l}{\sqrt{(b^2 + h^2) \sin^2 \varphi / 2 - 4\Delta l^2}}.$$

Подставляя найденное значение $\operatorname{tg} \alpha$ в уравнение (1), имеем

$$\sqrt{b^2 + h^2} \sin \varphi / 2 = \frac{2\Delta l}{\sqrt{(b^2 + h^2) \sin^2 \varphi / 2 - 4\Delta l^2}};$$

$$\sin \frac{\varphi}{2} = \sqrt{\frac{2\Delta l}{h^2 + b^2} (\Delta l + \sqrt{l^2 + \Delta l^2})}. \quad (2)$$

Приращение длины ребра полосы можно представить как ΔVt . Тогда

$$\Delta l = (V_1 - V_2)t; \quad l = V_2 t, \quad (3)$$

где V_1 и V_2 – скорость полосы на выходе из валков в точках В и С. Известно, что $V_1 = V(1 + i_1)$; $V_2 = V(1 + i_2)$, где V – окружная скорость валков; i_1 и i_2 – опережение полосы по линиям АВ и ДС.

Подставляя найденные значения Δl и l в (2) и преобразуя их, получаем:

$$\sin \frac{\varphi}{2} = \frac{1,41 V t}{b} \sqrt{\frac{i_1 - i_2}{1 + \frac{h^2}{b^2}} [(i_1 - i_2) + \sqrt{(1+i_2)^2 + (i_1 - i_2)^2}]}$$

С достаточной точностью, пренебрегая правым членом подкоренного выражения, получаем

$$\sin \frac{\varphi}{2} = \frac{1,41 V t}{b} \sqrt{\frac{i_1 - i_2}{1 + \frac{h^2}{b^2}}}$$

Но опережение по формуле Головина-Дрездена равно $i = \frac{R}{h} \gamma^2$. Тогда

$$\sin \frac{\varphi}{2} = \frac{1,41 V t}{b} \sqrt{\frac{R}{t}} \sqrt{\frac{\gamma_1^2 - \gamma_2^2}{1 + \frac{h^2}{b^2}}}, \text{ где } \gamma_1 \text{ и } \gamma_2 \text{ – нейтральные углы}$$

для ребер полосы, проходящие через точки В и С.

При фиксированном положении критического сечения все, что делается слева от него, т.е. в зоне отставания, не может влиять на скоростной режим в зоне опережения и, следовательно, на закручивание полосы при выходе из валков.

В свою очередь скоростной режим в зоне отставания, связанный с вытяжкой полосы в этой части очага деформации, будет определять скручивание входящего в валки конца полосы.

Запишем условие постоянства секундного объема: $V_0 \omega_0 = V_1 \omega_1 (1+i)$, тогда $V_0 = \frac{V(1+i)}{\lambda}$; для ребра, проходящего через точку В, $V_{01} = \frac{V(1+i_1)}{\lambda_1}$; для ребра, проходящего через точку С, $V_{02} = \frac{V(1+i_2)}{\lambda_2}$.

Так как $\lambda_1 > \lambda_2$, а опережение, обычно, значительно меньше единицы, то $V_{01} < V_{02}$.

При таком соотношении скоростей кромок задний конец полосы при входе будет закручиваться в сторону ребра, имеющего скорость V_{02} .

Угол закручивания полосы при входе в валки, аналогично закручиванию полосы при выходе из валков, запишется как

$$\sin \frac{\theta}{2} = \sqrt{\frac{2\Delta l_0}{h_0^2 + b_0^2}} (\Delta l_0 + \sqrt{l_0^2 + \Delta l_0^2}), \quad (4)$$

но

$$\Delta l_0 = (V_{02} - V_{01})t = Vt \left(\frac{1+i_2}{\lambda_2} - \frac{1+i_1}{\lambda_1} \right);$$

$$l_0 = V_{01}t = Vt \frac{1+i_1}{\lambda_1} \quad (5)$$

Тогда $\sin \frac{\theta}{2} = \frac{1,41 Vt}{b_0} \sqrt{\frac{\frac{1+i_2}{\lambda_2} - \frac{1+i_1}{\lambda_1}}{1 + \frac{h_0^2}{b_0^2}}} \left[\left(\frac{1+i_2}{\lambda_2} - \frac{1+i_1}{\lambda_1} \right) + \right.$

$$\left. + \sqrt{\frac{(1+i_1)^2}{\lambda_1^2} + \left(\frac{1+i_1}{\lambda_2} - \frac{1+i_1}{\lambda_1} \right)^2} \right].$$

Упростив,

$$\sin \frac{\theta}{2} = \frac{1,41 Vt}{b_0} \sqrt{\frac{\frac{1+i_2}{\lambda_2} - \frac{1+i_1}{\lambda_1}}{1 + \frac{h_0^2}{b_0^2}}}$$

При наличии вводных проволок полоса не имеет возможности отклоняться от прямолинейного направления при входе в валки. В связи с этим скорость V_{02} ребра полосы принудительно уменьшается по сравнению с ее естественным значением. Согласно условию постоянства секундного объема ($V_{02}\omega_0 = V_2\omega_2$) при уменьшении V_{02} в такой же степени должна уменьшиться и скорость V_2 кромки СД при выходе полосы из очага деформации, что будет способствовать увеличению закручивания полосы, т.е. воздействие вводных проволок приводит к усилению закручивания полосы.

Установим влияние условий при входе полосы в валки на ее закручивание при выходе из валков. Согласно условию постоянства секундных объемов можно записать: $V_{01}\omega_0 = V_1\omega_1$; $V_{02}\omega_0 = V_2\omega_2$.

Если $V_{01} = V_{02}$, то $V_1\omega_1 = V_2\omega_2$;

$$V_1 = V_2 \frac{\omega_2}{\omega_1} = V_2 \frac{\lambda_1}{\lambda_2} = V(1+i_2) \frac{\lambda_1}{\lambda_2}$$

Учитывая найденное соотношение, формулы (3) предстанут в виде

$$\Delta l = (V_1 - V_2)t = V(1+i_2) \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} - 1 \right) t;$$

$$l = V_2 t = V(1+i_2) t.$$

Подставляя в (2), получим

$$\sin \frac{\varphi'}{2} = \frac{1,41(1+i_2)Vt}{b} \sqrt{\frac{\frac{\lambda_1}{\lambda_2} - 1}{1 + \frac{h^2}{b^2}}} \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} - 1 + \right. \\ \left. + \sqrt{1 + \left(\frac{\lambda_1}{\lambda_2} - 1\right)^2} \right).$$

Так как в подкоренном выражении правый член немногим больше 1, то с достаточной точностью

$$\sin \frac{\varphi'}{2} = \frac{1,41(1+i_2)Vt}{b} \sqrt{\frac{\frac{\lambda_1}{\lambda_2} - 1}{1 + \frac{h^2}{b^2}}}.$$

Для создания ровной полосы необходимо, чтобы скорости входа ребер полосы были различными, т.е. она должна иметь предварительный угол закручивания. Он больше по размеру и направлен в ту же сторону, что и при прокатке без вводной проводки.

Пусть $V_1 = V_2$ — условие выхода ровной полосы, но $V_1 = V(1+i_1)$; $V_2 = V(1+i_2)$, тогда $i_1 = i_2 = i$.

Из условия постоянства секундного объема

$$V_{01} = \frac{V(1+i)}{\lambda_1}; \quad V_{02} = \frac{V(1+i)}{\lambda_2}.$$

Подставляя найденные значения V_{01} и V_{02} в (5), получим

$$\Delta l_0 = (V_{02} - V_{01})t = \frac{Vt(1+i)(\lambda_1 - \lambda_2)}{\lambda_1 \lambda_2};$$

$$l_0 = V_{01}t = \frac{Vt(1+i)}{\lambda_1}.$$

Подставляя значения Δl_0 и l_0 в (4), получим

$$\sin \frac{\theta'}{2} = \sqrt{\frac{2Vt(1+i)(\lambda_1 - \lambda_2)}{\lambda_1 \lambda_2}} \sqrt{\frac{Vt(1+i)(\lambda_1 - \lambda_2)}{\lambda_1 \lambda_2} + \frac{V^2 t^2 (1+i)^2}{\lambda_1^2} + \frac{V^2 t^2 (1+i)^2 (\lambda_1 - \lambda_2)^2}{\lambda_1 \lambda_2}}$$

После преобразований получаем

$$\sin \frac{\theta'}{2} = \frac{1,41 Vt}{\lambda_1 b_0} \sqrt{\frac{\lambda_1 - \lambda_2}{\lambda_2} \left(\frac{\lambda_1 - \lambda_2}{\lambda_2} + \sqrt{\frac{(\lambda_1 - \lambda_2)^2}{\lambda_2^2} + 1} \right) \frac{1}{1 + \frac{h_0^2}{b_0^2}}}$$

Так как в подкоренном выражении правый член немногим больше единицы, то с достаточной точностью окончательно получаем

$$\sin \frac{\theta'}{2} = \frac{1,41 Vt}{\lambda_1 b_0} \sqrt{\frac{\lambda_1 - \lambda_2}{\lambda_2} \frac{1}{1 + \frac{h_0^2}{b_0^2}}}$$

УДК 621.771

Л.М. ДАВИДОВИЧ (БПИ)

УСТАНОВКА ДЛЯ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ВОЛОЧЕНИЯ ТОНКОЙ ПРОВОЛОКИ

Одним из перспективных направлений обработки металлов давлением является пластическая деформация под высоким гидростатическим давлением. Этот вид обработки наиболее широкое применение получил при холодном и горячем прессовании металлов, однако имеются попытки использования рабочих сред высокого давления в других процессах, например при волочении. Во всех случаях обычно преследуется цель совершенствования и повышения эффективности пластического формообразования металлов, а также улучшения их свойств в результате воздействия сжимающих напряжений на структуру и структурные изменения. Если принять во внимание указанные особенности, то применение жидкости высокого давления, очевидно, наиболее эффективным будет при изготовлении тончайшей микропроволоки волочением.

Процесс волочения, как известно, возможен только в том случае, если усилие разрыва упрочненной проволоки на выходе из фильеры будет несколько превышать рабочее усилие деформации, что накладывает существенные ограничения на предельную степень деформации за один проход и требует применения многопереходного волочения. Данные ограничения при волочении микронной проволоки возрастают в большей степени, поскольку размеры ее сечения делаются соизмеримыми со структурными элементами металла, а фактор неоднородности, направленности и дефектности зеренной структуры приобретает решающее значение. Все это приводит к нестабильности процесса с частыми обрывами проволоки и наладочными остановками оборудования.

Процесс волочения с применением гидростатического давления обладает существенными особенностями, которые в известной мере дают возможность его интенсификации и улучшения качества готового полуфабриката.

Механическая схема волочения в этом случае отличается тем, что на входе в фильеру будет действовать постоянное давление жидкости, которое создаст в очаге деформации осевую составляющую напряжения, направленную в сторону тянущего усилия на выходе из фильеры, в результате чего значение последнего снизится. Наличие в рабочей полости контейнера жидкой рабочей среды существенно изменяет контактные условия течения металла, что также благоприятно скажется на стабильности процесса и его энергосиловых характеристиках.

Наряду с улучшением процесса формообразования при волочении гидростатическое давление влияет на структурообразование при пластическом деформировании. Нормальные сжимающие напряжения (благодаря увеличению энергии взаимодействия точечных и линейных дефектов кристаллической решетки) способствуют интенсификации формирования субструктуры, отличающейся большой плотностью дислокаций, фрагментированным характером ее построения. В результате последующей рекристаллизации такая субструктура является предпосылкой получения сверхмелкого зерна, что весьма важно для волочения проволоки микронных размеров, а также при получении исходного состояния деформируемого металла на предварительных технологических операциях.

Таким образом, создавая соответствующие условия гидростатически сжатой среды на входе заготовки в волоку и на выходе из нее, можно осуществить комбинированную технологию, включающую элементы гидропрессования и волочения микропроволоки. При этом значительно повысится стабильность процесса за счет снижения обрывности проволоки, так как высокое давление наряду с отмеченными эффектами подавляет процессы зарождения и развития микротрещин разрушения, что особенно важно при изготовлении изделий малого поперечного сечения.

Предложенная схема, показанная на рис. 1, и разработанная установка позволяет производить волочение микропроволоки через алмазные волоки под гидростатическим давлением

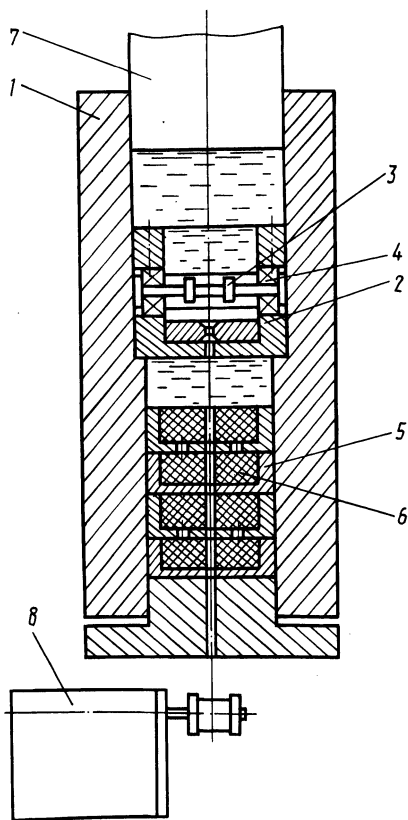


Рис. 1. Схема установки для волочения микропроволоки с гидростатическим давлением

до 1000 МПа. Характерной ее особенностью является создание условий сжатой среды на выходе проволоки из волоки, при этом привод волочения расположен вне контейнера высокого давления. Установка состоит из ступенчатого контейнера 1, в верхней части которого расположен узел крепления волоки 2 и барабан 3, ось барабана посажена на подшипники 4. В рабочую полость контейнера заливается малосжимаемая жидкость, обладающая хорошими смазочными свойствами. В нижней части контейнера монтируется система шайб 5 и уплотнений 6, набитых консистентной смазкой. В шайбах выполнены отверстия, передающие давление, при этом отверстия каждой шайбы с целью плавного гашения давления не совпадают с отверстиями соседних шайб. Высокая вязкость смазки в нижней ступени контейнера также обеспечивает снижение уровня давления по мере удаления от волоки.

Установка предназначена для работы на гидравлическом прессе ПСУ-10. После заправки в волоку проволоки и установки узла ее крепления в контейнер в нижнюю ступень устройства, гасящую давление, набивают консистентной смазкой, после чего укладывают шайбы и уплотнения. Затем наливают жидкость в рабочую полость контейнера и посредством плунжера 7 создают необходимое давление. С помощью привода 8 создается необходимое усилие волочения микропроволоки, а также осуществляется ее намотка на приемную катушку. Установка легко переналаживается. При съеме узла крепления волоки и замене нижнего уплотнения в полости контейнера можно производить стандартные испытания на растяжение и сжатие под гидростатическим давлением.

УДК 621.771.013

С.М. КРАСНЕВСКИЙ, канд.техн.наук,
Е.М. МАКУШОК, д-р техн.наук (ФТИ АН БССР)

ОЦЕНКА ИЗМЕНЕНИЯ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЗАПАСА ПЛАСТИЧНОСТИ

Предел статической прочности, являющийся гостированной механической характеристикой материала, играет важную роль при определении эксплуатационных характеристик изделий и при расчетах на прочность деталей самого различного типа и назначения. Следовательно, исследование кинетики изменения предела прочности при пластическом деформировании и оценка изменения его в зависимости от степени использования пластических свойств материала позволяет выбирать оптимальные условия процесса обработки давлением и является актуальной задачей.

При пластической деформации происходит зарождение, рост и слияние субмикро-, микро- и макроскопических дефектов, которые уменьшают рабочее (эффективное) сечение образца. Это определяет увеличение удельной нагрузки на единицу площади рабочего сечения и уменьшение прочностных свойств материала в процессе пластического формоизменения и после него.

В последнее время предложен ряд критериев разрушения металлов при пластическом формоизменении, основанных на концепции накопления по-

повреждаемости [1,2]. За меру разрушения принимается параметр повреждаемости Π , меняющийся в процессе деформирования в определенных пределах, критическая величина которого в некоторой точке считается критерием разрушения в этой же точке образца.

В работе [2] за функцию повреждаемости Π при холодном деформировании принимали положительную скалярную величину, которая возрастает при увеличении степени деформации сдвига Λ , равную нулю при отсутствии пластической деформации и равную 1 при разрушении, т.е. когда накопленная деформация достигает своего предельного значения $\Lambda = \Lambda_{пр}(\sigma^*)$, где $\Lambda_{пр}(\sigma^*)$ – предельная степень деформации сдвига, накопленная к моменту разрушения; $\sigma^* = \sigma_0/\tau_1$ – показатель напряженного состояния; σ_0 – среднее (гидростатическое) давление; τ_1 – интенсивность касательных напряжений. Функция повреждаемости является в некотором роде интегральной характеристикой, учитывающей накопление в процессе пластической деформации различного вида дефектов.

Рассмотрим образец, подвергающийся пластическому формоизменению, который характеризуется пределом прочности σ_B . По мере возрастания пути пластического деформирования и степени накопленной деформации сдвига предел прочности будет уменьшаться по сравнению со своим первоначальным значением σ_{B0} , характеризующим исходный (неповрежденный) материал.

Применив подход, аналогичный разработанному для анализа накопления повреждаемости при пластическом формоизменении [2], положим, что уменьшение предела прочности пропорционально приращению повреждаемости при пластическом деформировании:

$$\Delta q = -m \Delta \Pi. \quad (1)$$

Здесь $q = \sigma_B/\sigma_{B0}$ – безразмерный предел прочности; m – массовый коэффициент (по определению q и пределам изменения функции повреждаемости $m = 1$); $\Delta \Pi$ – изменение повреждаемости.

Считая процесс накопления повреждаемости при активном деформировании макроскопически непрерывным, перейдем в уравнении (1) от разностей к дифференциалам:

$$dq = -d\Pi. \quad (2)$$

Для определения повреждаемости Π воспользуемся дифференциальным законом изменения функции повреждаемости, предложенным в работе [2]:

$$\frac{d\Pi}{d\Lambda} = n\Lambda^\alpha, \quad (3)$$

где n – нормирующий множитель; $\alpha = \alpha(\sigma^*)$ – некоторая физическая константа материала, зависящая от термомеханических параметров деформации и определяющая нелинейность накопления повреждаемости при пластическом формоизменении.

С учетом (2) и (3) получим дифференциальное уравнение, определяющее изменение относительного предела прочности в зависимости от степени деформации сдвига, накопленной к рассматриваемому моменту,

$$dq = -n\Lambda^\alpha d\Lambda. \quad (4)$$

Решение уравнения (4) производили с учетом следующих граничных условий:

а) для неповрежденного материала при $\Lambda = 0$ $q = 1$;

б) в момент начала разрушения при $\Lambda = \Lambda_{\text{пр}}$ $q = 0$.

Интегрируя уравнение (4), получим

$$q = - \frac{n}{1 + \alpha} \Lambda^{1 + \alpha} + C. \quad (5)$$

Из граничного условия а) по уравнению (5) найдем $C = 1$. Из граничного условия б) и равенства $C = 1$ по уравнению (5) определим нормирующий множитель:

$$n = \frac{1 + \alpha}{\Lambda_{\text{пр}}^{1 + \alpha} (\sigma^*)}$$

Подставив эти значения в уравнение (5), получим выражение, определяющее изменение предела прочности в зависимости от накопленной деформации сдвига при пластическом формоизменении:

$$\sigma_{\text{в}} = \sigma_{\text{в}0} \left[1 - \left(\frac{\Lambda}{\Lambda_{\text{пр}} (\sigma^*)} \right)^{1 + \alpha (\sigma^*)} \right]. \quad (6)$$

Коэффициент нелинейности накопления повреждаемости α в зависимости от показателя напряженного состояния определяется следующим выражением [2]:

$$\ln [1 + \alpha (\sigma^*)] = (1 + 0,25 \sigma^*) \ln (1 + \alpha_{\text{к}}), \quad (7)$$

где $\alpha_{\text{к}}$ — коэффициент нелинейности накопления повреждаемости, определенный при $\sigma^* = 0$.

Анализ уравнений (6) и (7) показывает, что изменение прочностных свойств материала в зависимости от степени использования запаса пластичности происходит по нелинейному закону, так как $\alpha (\sigma^*) \geq 0$. На начальной стадии пластической деформации до $\Lambda/\Lambda_{\text{пр}} \leq 0,3-0,4$ происходит незначительное уменьшение текущего предела прочности. По мере увеличения степени использования запаса пластичности скорость уменьшения прочностных свойств увеличивается, и при $\Lambda/\Lambda_{\text{пр}} > 0,6$ небольшое приращение пластической деформации вызывает значительное снижение предела прочности, что качественно согласуется с данными других авторов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пластичность и разрушение/Под ред. В.Л. Колмогорова и др. — М.: Металлургия, 1977. — 336 с. 2. Красневский С.М., Макушок Е.М., Щукин В.Я. Разрушение металлов при пластическом деформировании. — Минск: Наука и техника, 1983. — 173 с.

СИЛОВОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВОЛОКОН С МАТРИЦЕЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ КОМПОЗИЦИЙ

Наиболее важная задача любого технологического процесса получения композиционных материалов состоит в сохранении исходной прочности и целостности волокон. Высокие удельные усилия, возникающие при формировании композиций твердофазными методами, часто приводят к разрушению волокон. В связи с этим необходимо проведение теоретических исследований напряженно-деформированного состояния при твердофазном совмещении составляющих.

Нижняя оценка относительной предельной нагрузки, достигаемой в момент перехода волокон в пластическое состояние, в соответствии с [1] определяется выражением

$$\frac{P_{\text{пр}}}{2k_B} = \frac{1}{2k_B R \cos \gamma} \left\{ (x' - R e^{-\gamma}) (2\beta - \gamma) + 4R w_1(\beta, \gamma - \beta) - \right. \\ \left. - 2RU_1 [2\beta, 2\sqrt{\beta(\gamma - \beta)}] \right\}, \quad (1)$$

где $x'/R = e^{-\gamma} - e^{2\beta - \gamma} + 2\varphi_1(-\beta, \beta - \gamma) - 2U_0 [2\beta, 2\sqrt{\beta(\gamma - \beta)}]$;

k_B — пластическая постоянная материала волокна; γ — угол, определяющий степень заполнения промежутка между волокнами матричным материалом; R — радиус волокна; U_0, U_1 — цилиндрические функции Ломмеля, а $\varphi_1(\alpha, \beta), w_1(\alpha, \beta)$ — специальные функции, табулированные значения которых для шага сетки $\pi/12$ приведены в [2].

Полученная зависимость предельной прочности волокна (1) позволяет управлять технологическим процессом и рассчитывать его параметры, гарантирующие целостность волокон. Истинные значения удельных усилий в волокнах, появляющиеся в процессе пластического деформирования матричного материала, не должны превышать предельную нагрузку на всем пути формоизменения.

Удельные усилия, возникающие в волокнах при их силовом взаимодействии с матричным материалом, связаны с удельными усилиями деформирования следующим соотношением:

$$\frac{p'}{2k_B} = \frac{\delta \xi}{d \sqrt{1 - (l/d)^2}} \cdot \frac{p}{2k_m}, \quad (2)$$

где $\xi = k_m/k_B = \sigma_{\text{ТМ}}/\sigma_{\text{ТВ}}$; $\sigma_{\text{ТМ}}, \sigma_{\text{ТВ}}$ — пределы текучести матрицы и волокна соответственно; k_m — пластическая постоянная матричного материала; δ, d — шаг укладки и диаметр волокон; l — текущее расстояние между слоями матричного материала.

Тогда, подставляя в (2) значения удельных усилий деформирования, полученные в [3,4], на начальной, промежуточной и завершающей стадиях формирования композиционного материала будем иметь

$$\frac{p^I}{2k_B} = 3,4 \xi ; \quad (3)$$

$$\frac{p^{II}}{2k_B} = \frac{1,42 \delta \xi}{d [1 - (l/d)^2]^{1/4} [\delta/d - \sqrt{1 - (l/d)^2}]^{1/2}} ; \quad (4)$$

$$\frac{p^{III}}{2k_B} = \frac{\delta \xi}{d \sqrt{1 - (l/d)^2}} \cdot \frac{p_3}{2k_m} . \quad (5)$$

Зависимости удельных усилий в волокнах от относительной глубины затекания матричного материала в промежутки между волокнами, построенные по (3) – (5), представлены на рис. 1. Там же приведена кривая предельной нагрузки, соответствующая выражению (1). Анализ представленных зависимостей показывает, что при относительном шаге укладки волокон $\delta/d = 1,1$ удельные усилия, возникающие в волокнах, достигают значений предельной нагрузки для отношений $\xi = 0,25$. Это значение является предельным для данного шага укладки волокон. Превышение его значения выше 0,25 приведет к их разрушению. При этом удельные усилия в волокнах достигают значений предельной нагрузки на стадии деформирования, соответствующей относительной глубине затекания матричного материала 0,3–0,6 или углом $\gamma = 45^\circ - 23^\circ 33'$!

По мере увеличения относительного шага укладки волокон предельное значение ξ незначительно возрастает. Опасная стадия деформации с точки зре-

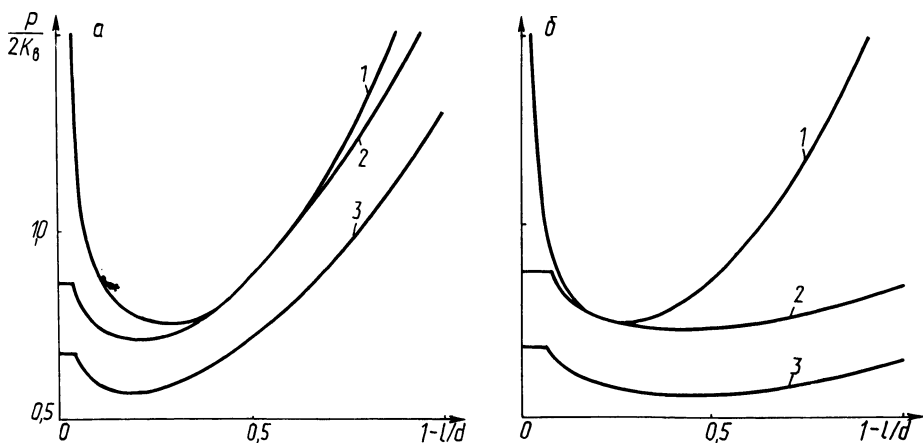


Рис. 1. Зависимость предельной нагрузки (1) и средних напряжений в волокне (2 – $\xi = 0,25$; 3 – $\xi = 0,2$) от стадии деформирования для $\delta/d = 1,1$ (а) и 1,6 (б)

Т а б л и ц а 1. Отношения пределов текучести матрицы и волокна

Композиция	Температура формирования материала, °С								
	400	450	500	600	800	900	1000	1100	1200
ХН77ТЮР-ВА						0,288	0,176		0,027
ХН77ТЮР-ВТ-15							0,167	0,146	0,02
ХН77ТЮР-ВР-20						0,15	0,09	0,08	0,014
ВЖ 98-ВА						0,23	0,14	0,11	0,06
А5-Х18Н10Т	0,22	0,06	0,04	0,03					
Д16-Х18Н10Т	0,48	0,33	0,22						
ВТ-8-В				0,25	0,07	0,06	0,04		

ния возможности разрушения волокон в этом случае сдвигается в область более низкой относительной глубины затекания матричного материала.

Когда средние напряжения превышают предельную нагрузку в волокнах, для предотвращения разрушения последних необходимо варьировать параметрами процесса формирования композиций.

В табл. 1 приведены отношения пределов текучести матричного материала и волокна ξ при различных температурах формирования некоторых композиций. Видно, что в случае упрочнения сплава ХН77ТЮР вольфрамом марки ВА при температуре 900 °С произойдет разрушение волокон, так как средние напряжения в волокнах превышают значение предельной нагрузки (рис. 1). Значит, температура формирования этой композиции должна быть повышена. При температуре 1000 °С $\xi = 0,176$, и напряжения в волокнах ниже предельной нагрузки. Упрочнение той же матрицы более прочными вольфрамовыми волокнами марки ВР-20 возможно и при температуре 900 °С.

Получение композиции Д16-Х18Н10Т без разрушения волокон возможно лишь при температурах 500 °С и выше, в то время как температура формирования композиционного материала А5-Х18Н10Т может быть понижена до 400 °С. При изготовлении композиции титановый сплав ВТ-8-бор температура должна быть выше 600 °С.

Сравнение средних напряжений в волокнах, возникающих при их силовом взаимодействии с матричным материалом в процессах формирования композиционных материалов твердофазными методами, со значениями предельной нагрузки оказывается весьма полезным при конструировании новых композиций, технологические процессы получения которых еще не отработаны. Оно позволяет значительно сократить количество экспериментов по отработке оптимальных режимов формирования композиций.

ЛИТЕРАТУРА

1. М а т у с е в и ч А.С., С е г а л В.М. Предельное нагружение волокон в твердофазных процессах получения композиций. — Технология легких сплавов, 1983, № 1, с. 20–25.
2. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки/Е.М. Макушок, А.С. Матусевич, В.П. Северденко, В.М. Сегал. — Минск: Наука и техника, 1968. — 407 с.
3. М а т у с е в и ч А.С. Силовые условия формирования композиционных материалов. — Докл АН БССР, 1981, т. XXV, № 2, с. 140–143.
4. М а т у с е в и ч А.С. Определение усилий формирования композиционных материалов. — Кузн.-штамп. пр-во, 1981, № 12, с. 7–9.

Т.В. КАЛИНОВСКАЯ, канд.техн.наук,
 Д.И. ДМИТРОВИЧ,
 В.В. ВОЛЧУГА,
 А.А. ГАНУСЕВИЧ (ФТИ АН БССР)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ОСЕСИММЕТРИЧНОСТИ КОНТАКТНОЙ ПЛОЩАДКИ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

При определении режимов поверхностного пластического деформирования (ППД) основными исходными параметрами, необходимыми для расчета, являются площадь контакта и уровень средних давлений, распределенных по этой площади.

В настоящей работе обсуждается первый из них, причем тот его аспект, который связан не с абсолютной площадью пятна контакта, а с его коэффициентом осесимметричности.

Рассматривается процесс вдавливания обкатного инструмента (торового ролика, шарика) в обрабатываемую деталь (цилиндр, плоскость). Особенности очага деформации, связанные с переходом к качению, будут обсуждены в дальнейших публикациях.

Коэффициентом осесимметричности контактной площадки названо отношение действительной площади пятна контакта F_k к площади описанного круга $F_{o.k}$

$$\eta_{o.c} = F_k / F_{o.k}$$

или для эллиптического пятна контакта отношение полуосей эллипса

$$\eta_{o.c} = b/a \quad (b \leq a). \quad (1)$$

Для осесимметричной задачи вдавливания шарика в плоскость $\eta_{o.c} = 1$. Для плоской задачи, имеющей место, когда профильный радиус ролика $R_3 \rightarrow \infty$, $\eta_{o.c} \approx 0$, так как площадка контакта вырождается в полосу, площадь которой мала по сравнению с площадью описанного круга. Все остальные варианты укладываются в пределы $0 < \eta_{o.c} < 1$. Теория упругости дает возможность полностью рассчитать контактные площадки при сближении тел различной геометрии с учетом их упругих свойств и приложенной нагрузки. Наша задача состоит в том, чтобы определить коэффициент осесимметричности контактных площадок на стадии упругопластического сближения исходя из одной геометрии контактирующих тел.

Если принять во внимание, что процесс ППД происходит в области малых пластических деформаций и допустить отсутствие внеконтактной деформации, можно предложить значения a и b , входящие в (1), определять из геометрического пересечения жестких контуров обрабатываемой детали и инструмента.

На рис. 1 представлена в двух проекциях схема обкатки цилиндра торовым роликом или шаром, из которой следует, что при заданном сближении (глубине вдавливания) h

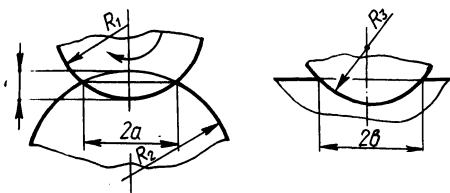


Рис. 1. Схема обкатывания цилиндра торовым роликом (шаром)

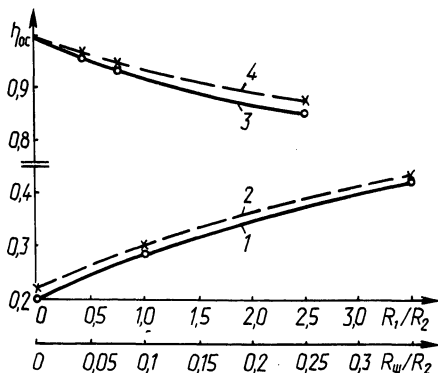


Рис. 2. Расчетные и экспериментальные зависимости коэффициента осесимметричности контактной площадки при вдавливании от геометрических параметров контактирующей пары

$$a = \sqrt{\left[h - \frac{2R_1 h - h^2}{2(R_1 + R_2 - h)} \right] \left[2R_1 - h + \frac{2R_1 h - h^2}{2(R_1 + R_2 - h)} \right]}; \quad (2)$$

$$b = \sqrt{h(2R_3 - h)}, \quad (3)$$

где R_1 – радиус тора, формирующий площадку $2a$; R_2 – радиус обрабатываемого цилиндра; R_3 – профильный радиус тора.

При $R_1 = R_3 = R_{\text{ш}}$ и $R_2 = \infty$ (шар-плоскость) $a = b$; при сохранении $R_1 = R_3$ и уменьшении R_2 , т.е. при переходе от обрабатываемой шаром плоскости к цилиндру, большая a и малая b полуоси эллипса меняются местами относительно оси изделия и определяются a по формуле (3), b – по формуле (2).

Расчет показал, что в пределах сближений, характерных для ППД, значение $\eta_{0.c}$ практически не зависит от глубины вдавливания, максимальное его отклонение от среднего в этом диапазоне не превышает 6%. Таким образом, коэффициент осесимметричности контактной площадки при ППД, найденный по формулам (1)–(3) при задании h в достаточно узких пределах, можно считать вполне определенным для реальных сочетаний геометрических параметров контактирующих деталей и инструментов.

По приведенным формулам нами были рассчитаны коэффициенты осесимметричности контактных площадок при вдавливании торового ролика $R_1 = 30$ мм, $R_3 = 1,2$ мм и шарика $R_{\text{ш}} = 2,38$ мм в плоскость ($R_2 = \infty$) и поверхности цилиндров $R_2 = 60; 30; 9$ мм. Для этих же условий на стали 45 проведены эксперименты по вдавливанию ролика и шарика и измерению параметров контактных площадок.

На рис. 2 кривыми 1 и 3 показаны расчетные зависимости $\eta_{0.c}$ от R_1/R_2 ($R_3 = \text{const}$), причем кривая 1 – вдавливание тора, 3 – шара (нижняя шкала оси абсцисс). Экспериментальные кривые – соответственно 2 и 4. По-

лучены они при нагрузке на инструмент, равный 1800 Н. Из сравнения экспериментальных и расчетных кривых следует, что максимальное их расхождение не превышает 13 %.

Для отожженного титанового сплава BT-16 при том же усилии 1800 Н аналогичный расчет и эксперименты были проведены при вдавливании ролика $R_1 = 30$ мм в поверхность цилиндра $R_2 = 9$ мм. Изменился профильный радиус R_3 тора. Для $R_3 = 0,8$ мм получено расчетное значение $\eta_{o.c} = 0,378$, экспериментальное – 0,37; для $R_3 = 1,2$ мм – 0,416 и 0,377. Максимальное расхождение расчетных и экспериментальных данных, вычисленных по результатам шести измерений для каждой точки, равно ~ 10 %.

Таким образом, если проводить расчет режимов ППД, пользуясь схемой вдавливания, а такая возможность доказана нами при реализации результатов исследований в промышленности, предлагаемый метод расчета коэффициента осесимметричности пятна контакта при ППД является вполне приемлемым для практических расчетов.

При значительном увеличении усилия обкатывания (до 3000 Н для стали 45) отклонение экспериментальных данных от расчетных увеличивается. Это связано с наличием больших внеконтактных деформаций, что вносит значительные погрешности в измерения. Поскольку внеконтактные деформации, превышающие некоторый предел, в процессе ППД недопустимы, этот случай нами не анализируется.

УДК 621.7.011:669.2/8

Л.Н. ТЮРИН, канд.техн.наук,

Л.Е. ЧЕРНИГА,

А.В. СТЕПАНЕНКО (ФТИ АН БССР)

РАЦИОНАЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ БрАЖ9-4

Медные сплавы, в частности бронзы, содержащие в качестве легирующих элементов алюминий, железо, марганец, никель, согласно существующей практике обработки давлением деформируются только в горячем состоянии. Наиболее характерным представителем этого класса бронз является бронза БрАЖ9-4. Горячую обработку ее рекомендуют производить в температурном интервале 800–900 °С [1,2].

Однако при горячей обработке алюминиевых бронз приходится сталкиваться с такими отрицательными явлениями, как окалинообразование, повышенная склонность к налипанию на инструмент. Это приводит к ухудшению качества поверхности получаемых изделий, к заштамповке окалины в тело поковок, увеличивает энергосиловые параметры деформирования, снижает стойкость штампового инструмента.

Нами уточнены температурные режимы деформирования и установлено их влияние на деформируемость и на изменение механических свойств алюминиевой бронзы БрАЖ9-4. С этой целью были выполнены эксперименты по выдав-

ливанию бронзы в диапазоне температур 450–700 °С со степенями деформации 30, 50, 70 и 80 %.

Установлено, что повышение температуры деформирования от 450 до 700 °С приводит к снижению прочностных и повышению пластических свойств бронзы за исключением температуры деформирования 550 °С, близкой к температуре фазовых превращений. При указанной температуре деформирования резко возрастает предел прочности и текучести, а относительное удлинение и сужение шейки снижаются. Причем эта аномалия свойств наиболее существенно проявляется при низких степенях деформации – 30 и 50 % (рис. 1). При высоких степенях деформации – 70 и 80 % – проявление аномалии свойств не существенно, что, по-видимому, связано с влиянием теплового эффекта деформации, составляющего 100 °С при температуре выдавливания бронзы 550 °С.

Механические испытания на растяжение бронзы БрАЖ9-4 в этом же температурном интервале подтверждают наличие аномалии свойств – понижение пластичности при температуре 550 °С, проявляющееся в образовании плат на кривых изменения относительного удлинения и сужения шейки.

Проведенные эксперименты по выдавливанию позволили установить, что прямое выдавливание на проход с низкими степенями деформации – 30 и 50 % возможно осуществлять во всем исследуемом интервале температур – от 450 до 700 °С, включая температуру провала пластичности 550 °С. Выдавленные прутки бронзы при этих температурах деформации не имеют поверхностных дефектов.

При обратном выдавливании деталей типа стакана со степенью деформации 40 % при 550 °С, т.е. в зоне пониженной пластичности, на наружной поверхности образуются кольцевые трещины и надрывы металла.

При прямом выдавливании бронзы БрАЖ9-4 с высокими степенями (70, 80 %) лишь при низких температурах деформирования 450 и 500 °С отмечены случаи разрушения выдавленных образцов. По-видимому, за счет теплового эффекта выдавливание при данных температурах нагрева заготовок фактически осуществляется в зоне провала пластических свойств бронзы БрАЖ9-4.

Учитывая характер изменения механических свойств и деформируемости бронзы БрАЖ9-4 в зависимости от температуры и степени деформации, рекомендованы рациональные температурные режимы ее обработки выдавливанием. При низких степенях деформации (до 50–60 %) выдавливание бронзы

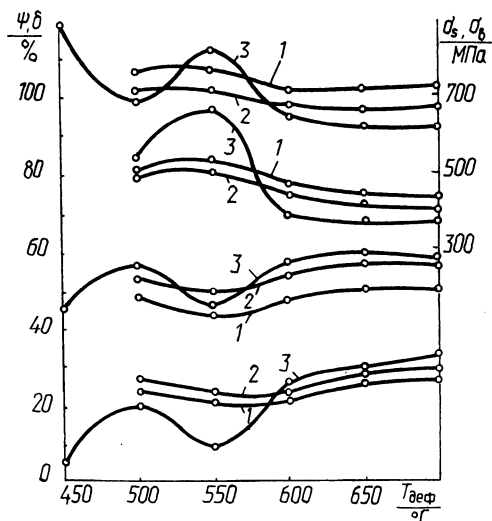


Рис. 1. Влияние температуры и степени деформации на прочностные и пластические свойства бронзы БрАЖ9-4:

1 — степень деформации $\epsilon = 80$ %; 2 — 70; 3 — 50 %

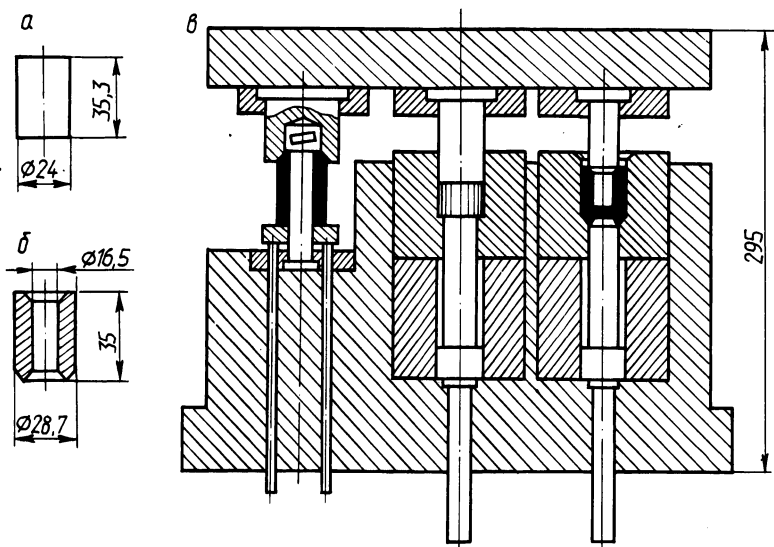


Рис. 2. Заготовка (а), поковка детали (б) и штамп для ее выдавливания (в)

БрАЖ9-4 возможно производить при 600–650 °С, а при более низких – 70, 80 % и выше температура деформации может быть понижена до 550–600 °С.

Предложенные режимы деформирования были применены при разработке технологии получения выдавливания взамен обработки резанием деталей из бронзы БрАЖ9-4 запорных вентилей. Деталь СТП24-71-1 (рис. 2) изготавливается обратным выдавливанием со степенью деформации 40 %. Температура индукционного нагрева заготовок под выдавливанием принята 600–650 °С. Выдавливание деталей осуществляется на кривошипном прессе К2130 усилием 1000 кН в разработанном для этой цели трехпозиционном штампе, схема которого приведена на рис. 2.

На первом переходе производится осадка заготовок до заполнения ручья матрицы. На втором – осуществляется выдавливание внутренней полости с оформлением фасок на торцах деталей и на третьем – просечка дна. При применении графитомасляной смазки чистота поверхности выдавливаемых деталей соответствует R_a 0,63–0,5, фактически копируя чистоту поверхности штампового инструмента. Точность диаметральных размеров соответствует 4-му классу, что позволяет производить без дополнительной механической обработки нарезку и накатку резьб на наружных и внутренних поверхностях выдавленных деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Обработка цветных металлов и сплавов давлением/К.Н. Богоявленский, В.В. Жолобов, А.Д. Ландихов, Н.Н. Постников. – М.: Металлургия, 1973. – 472 с. 2. Ковка и штамповка цветных металлов /Под общ. ред. Н.И. Корнеева. – М.: Машиностроение, 1972. – 229 с.

ТОНКАЯ СТРУКТУРА НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ХОЛОДНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРОСТЫМ СДВИГОМ

Холодная пластическая деформация является основным средством воздействия на изменения тонкой структуры деформационно-упрочняемых металлов и сплавов [1]. Эффективность субструктурного упрочнения указанного класса материалов в различных процессах деформации в значительной степени определяется интенсивностью накопленных деформаций сдвига (последняя выражается обычно с помощью различных показателей степени деформации). Однако возможность достижения больших пластических деформаций в традиционных процессах обработки металлов давлением, таких, как прокатка, волочение, прессование и других, связана с многократным уменьшением поперечных размеров обрабатываемых материалов. Это приводит к значительным давлениям и усилиям обработки, невозможности достижения экстремального субструктурного упрочнения в больших сечениях.

Указанные недостатки традиционных схем пластического деформирования устранены в новом процессе обработки металлов простым сдвигом [2], сущность которого заключается в продавливании заготовки в двух пересекающихся каналах одинакового поперечного сечения. При соблюдении определенных контактных условий между инструментом и заготовкой, а также обеспечении заданного осевого противодействия со стороны выходного канала в этом процессе реализуется состояние простого сдвига вдоль линии пересечения каналов. Приращение интенсивности деформаций сдвига за цикл обработки составляет $\Delta\Gamma = 2 \text{ ctg } \Phi$ (для используемого в экспериментах угла пересечения каналов $2\Phi = 90^\circ$, $\Delta\Gamma = 2$). Достижение больших пластических деформаций в процессе обработки простым сдвигом осуществлялось за счет многоциклового продавливания заготовки в прямом и обратном направлениях. За N циклов обработки накопленная интенсивность деформаций сдвига составляет $\Gamma = N \Delta\Gamma$.

В настоящей работе приведены результаты исследования тонкой структуры технической чистой никеля Н1 после холодного пластического деформирования простым сдвигом. Обработка предварительно отожженных заготовок ($T_{\text{отж}} = 850^\circ\text{C}$, выдержка 2,5 ч) осуществлялась с числом циклов $N=1-6$, что

при $\Delta\Gamma = 2$ соответствовало значениям накопленных интенсивностей деформаций сдвига $\Gamma = 2-12$. Для предотвращения локального разогрева металла в очаге деформации скорость деформирования не превышала 1 мм/с.

Исследование тонкой структуры обработанных заготовок производилось с использованием методов аппроксимаций [3] и гармонического анализа формы рентгеновских линий (ГАФРЛ) [4]. С помощью метода аппроксимаций определялось физическое уширение рентгеновских интерференционных линий, являющееся комплексной характеристикой тонкой структуры дефор-

Т а б л и ц а 1. Режимы съемки образцов никеля, деформированного простым сдвигом

Тип установки	ДРОН-2
Рабочее напряжение U, кВ	40
Рабочий ток I, мА	20
Излучение	CuK _α (монохроматическое)
Скорость счетчика, рад/с	1
Скорость ленты, мм/ч	4800

Т а б л и ц а 2. Параметры тонкой структуры никеля после деформации простым сдвигом

Г	D ₍₁₁₁₎₋₍₂₂₂₎ , нм	D ₍₂₀₀₎₋₍₄₀₀₎ , нм	D, нм	(1,5α+β)·10 ⁻³	$\langle \epsilon_L^2 \rangle \times 10^{-5}$	$\rho \cdot 10^{10}$, см ²
2	38,5	29,1	51,1	5,21	1,54	11,7
4	36,6	27,1	49,9	5,94	1,88	13,3
6	36,2	25,8	52,2	6,91	2,08	13,4
8	34,8	24,3	51,9	7,71	2,12	13,6
10	33,1	22,8	50,5	8,47	2,21	14,2
12	32,8	21,5	54,8	9,95	2,45	13,8

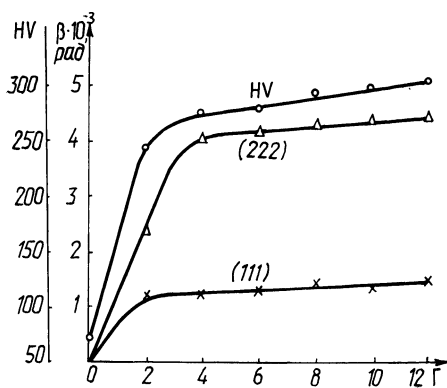


Рис. 1. Зависимость твердости HV и физического уширения интерференционных линий (111), (222) никеля Н1 от интенсивности деформаций сдвига

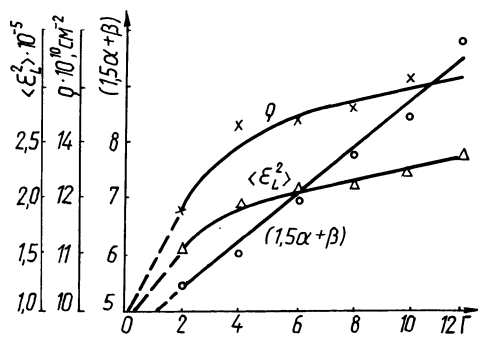


Рис. 2. Зависимость параметров тонкой структуры никеля Н1 от интенсивности деформаций сдвига

мированного металла. Физическое уширение определялось для линий (111), (222). Режимы съемки представлены в табл. 1.

П р и м е ч а н и е. Съемка осуществлялась вращением образца с помощью приставки ГУР-4 со скоростью 2 рад/с.

Зависимости физических уширений анализируемых линий от интенсивности деформаций сдвига приведены на рис. 1. Здесь же показано изменение твердости, характеризующее деформационное упрочнение никеля в процессе обработки простым сдвигом. Можно видеть хорошую корреляцию кривых физического уширения и деформационного упрочнения, которая типична для различных процессов обработки металлов давлением [1].

Более детальная информация о тонкой структуре исследуемых образцов была получена методом ГАФРЛ. Анализовались пары линий (111) – (222), (200) – (400) (режимы съемки см. в табл. 1). Построение профиля линий производилось по точкам. Интенсивность в каждой точке принималась обратно пропорциональной времени, в течение которого набиралось 10^4 импульсов. Статистическая ошибка счета не превышала 2,5 %. Коэффициенты Фурье и параметры тонкой структуры вычислялись на ЭВМ "ЕС-1022" по специальной программе (FTIS), составленной на ФОРТРАНе. Экспериментальные результаты гармонического анализа формы рентгеновских интерференционных линий никеля H1 после холодной пластической обработки простым сдвигом сведены в табл. 2. Зависимость параметров тонкой структуры от интенсивности деформаций сдвига представлена на рис. 2. Приведенные данные показывают, что с увеличением интенсивности деформаций сдвига происходит незначительное уменьшение эффективности размера областей когерентного рассеяния (ОКР) $D_{(111)-(222)}$ и $D_{(200)-(400)}$, однако истинный размер частиц D практически остается постоянным. Более существенное изменение с ростом интенсивности деформаций сдвига проявляют среднеквадратичные деформации $\langle \epsilon_L^2 \rangle$ и плотность дислокаций, определяемая из выражения [5]:

$$\rho = (14,4 \langle \epsilon_L^2 \rangle / b^2 D^2)^{1/2},$$

где b – вектор Бюргерса дислокации.

При вычислении плотности дислокаций использовались значения $\langle \epsilon_L^2 \rangle$, соответствующие $L = 1$ нм. Следует отметить достаточно высокий уровень плотности дислокаций уже на первом цикле обработки ($\Gamma = 2$). Дальнейшее увеличение интенсивности деформаций сдвига Γ от 2 до 12 сопровождается незначительным ростом ρ , что, очевидно, связано с эффектом динамического возврата. На основании приведенных результатов можно предположить, что основные изменения тонкой структуры, ответственные за субструктурное упрочнение никеля после холодного деформирования простым сдвигом в области больших пластических деформаций ($\Gamma > 2$), связаны с увеличением концентрации деформационных и двойниковых дефектов упаковки ($1,5 \alpha + \beta$).

ЛИТЕРАТУРА

1. П а в л о в В.А. Физические основы пластической деформации металлов. – М.: Изд. АН СССР, 1962. – 199 с. 2. Пластическая обработка металлов простым сдвигом/В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский, В.И. Конылов. – Изв. АН СССР. Металлы, 1981, № 1, с. 115–123. 3. Рентгенографии в физ

зическом металловедении/Под ред. Ю.А. Багаряцкого. — М.: Metallurgizdat, 1961. — 368 с. 4. У о р р е н Б.И. Рентгенографическое изучение деформированных металлов. — В кн.: Успехи физики металлов. М.: Metallurgizdat, 1963, т. 5, с. 172–237. 5. W i l l i a m s o n G.K., S m a l l m a n R.E. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum. — Phil. Mag., 1956, v. 1, N 1, p. 34–46.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

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

ВОЛОЧЕНИЕ ТРУБ С УЛЬТРАЗВУКОМ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МОЩНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ СИСТЕМ*

Целесообразность применения ультразвуковых колебаний высокой интенсивности при волочении труб подтверждают достоинства нового метода: уменьшение числа проходов и промежуточных отжигов за счет увеличения единичных обжатий, снижение усилия волочения, увеличение технологической деформируемости и уменьшение вероятности обрыва переднего конца трубы в пусковой период, повышение стойкости волочильных колец, улучшение чистоты поверхности и сокращение брака по наружным дефектам труб.

Однако эффективность воздействия ультразвуковых колебаний падает с увеличением диаметра труб, степени деформации и скорости волочения за счет демпфирования (затухания) колебаний.

Нами проведены исследования по оценке эффективности воздействия ультразвука при различных условиях деформирования с целью выбора режима процесса волочения с ультразвуком и использования колебательных систем устойчиво работающих при значительных нагрузках. Исследования были проведены при волочении труб из нержавеющей стали X18N10T на цепном волочильном стане при скоростях волочения от 0,08 до 0,06 м/с. В качестве смазки применяли хлорпарафин. Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗГ-10У и магнитострикционные преобразователи ПМС 15А-18. Амплитуда смещений волок, расположенных в пучности колебаний цилиндрических стержней-волноводов, замерялась микроскопом МИ-1 и составляла от 5 до 20 мкм. Усилие волочения фиксировали с помощью мессдозы растяжения через тензометрический усилитель ТА-5 осциллографом Н-700 и быстродействующим самопишущим прибором Н320-3.

Безоправочное волочение труб производили через две волокна, одна из которых установлена в полости волновода непосредственно перед рабочей волокой [1]. Степень деформации ϵ определялась как отношение разности площадей поперечного сечения трубы до и после деформации к первоначальной площади поперечного сечения, т.е.

* Работа выполнялась под руководством и при непосредственном участии д-ра техн. наук А.В. Степаненко.

$$\epsilon = \frac{F_n - F_k}{F_n} 100$$

Эффективность воздействия ультразвуковых колебаний определялась по формуле

$$n = \frac{P_{б.у} - P_{с.у}}{P_{б.у}} 100,$$

где $P_{б.у}$ и $P_{с.у}$ — соответственно усилие волочения при обычном процессе и волочении с применением ультразвуковых колебаний.

Результаты исследований по волочению труб $\varnothing 5 \times 0,5$ и $\varnothing 20 \times 1,0$ мм представлены в табл. 1.

Анализ результатов табл. 1 показывает, что с увеличением обжата и скорости процесса степень снижения усилия волочения под действием ультразвука уменьшается.

Следует отметить, что увеличение диаметра протягиваемой трубы при безоправочном волочении приводит к резкому снижению эффективности воздействия ультразвука за счет затухания (демпфирования) колебаний.

Т а б л и ц а 1. Влияние ультразвука на усилие волочения при безоправочном волочении труб

Степень деформации, %	Усилие волочения (кН) при скоростях волочения, м/с			Эффективность применения ультразвука (%) при скоростях волочения, м/с		
	0,08	0,27	0,6	0,08	0,27	0,6
Трубы $\varnothing 5 \times 0,5$ мм						
24,3	3,65* 1,4	3,7 1,9	3,7 2,4	61,6	48,6	31,5
36,0	2,9 ^{6,5} —3,05	4,05 ^{6,7} —4,2	5,3 ^{6,7}	55,4—53,1	39,5—37,3	20,9
43,8	9,1 5,9—6,4	9,3 6,6—7,55	9,4 7,65—7,7	35,2—29,7	29,0—18,7	18,6—18,1
51,0	12,0 8,15—9,3	11,05 8,35—9,8	10,65 8,85—9,3	32,0—22,5	24,4—11,3	16,9—12,7
57,8	13,0 9,3—10,75	13,45 11,45—12,2	13,55 12,3—12,9	28,5—17,3	14,9—8,6	9,2—4,8
Трубы $\varnothing 20 \times 1,0$ мм						
19,0	37,55 26,55—28,7	36,5 28,15—30,15	36,0 30,25—31,85	29,3—23,6	22,8—17,3	15,9—11,5
43,75	84,3 72,6—77,1	83,25 73,2—77,2	82,25 74,0—78,15	13,8—8,5	12,0—7,3	10,0—5,0

* Верхняя строка — без ультразвука; нижняя — с ультразвуком.

Т а б л и ц а 2. Влияние ультразвука на усилие волочения при оправочном волочении

Толщина стенки трубы, мм	Вытяж- ка по стенке	Общая вытяж- ка	Усилие волочения, кН		Эффективность применения ультразвука, %
			без ультра- звука	с ультразву- ком	
При скорости волочения 0,08 м/с					
0,69	1,25	1,38	11,6	8,2	29,3
0,69	1,41	1,55	12,6	10,4	17,4
0,9	1,44	1,62	15,0	12,8	14,7
0,9	1,54	1,72	17,0	14,6	14,1
1,0	1,43	1,62	18,4	16,2	11,9
1,0	1,63	1,84	20,4	18,4	9,81
1,0	1,79	2,01	21,8	20,0	8,26
При скорости волочения 0,27 м/с					
0,685	1,25	1,38	11,6	8,8	24,1
0,695	1,43	1,57	12,5	10,8	13,6
0,9	1,43	1,60	15,1	13,9	12,5
0,915	1,63	1,86	18,0	16,0	11,1
0,9	1,84	2,04	19,0	17,0	10,5
1,0	1,43	1,69	18,3	16,5	9,84
1,0	1,79	2,0	22,0	21,0	4,5

Оправочное волочение труб с внутренним диаметром 18 мм производили при скоростях 0,08 и 0,27 м/с. Оправки были изготовлены из стали 20ХНЗА и имели после термообработки твердость Н RC 60–62. Твердосплавные волокни имели рабочий диаметр 17,5 мм. Вытяжка по стенке μ_t определялась отношением первоначальной толщины стенки трубы к конечной, т.е.

$$\mu_t = \frac{t_n}{t_k}$$

Анализ данных табл. 2 показывает, что применение ультразвука при волочении на подвижной оправке с продольными колебаниями волокни позволяет снизить усилие волочения, причем с увеличением обжатия, толщины стенки трубы и скорости процесса степень снижения усилия волочения под действием ультразвука уменьшается.

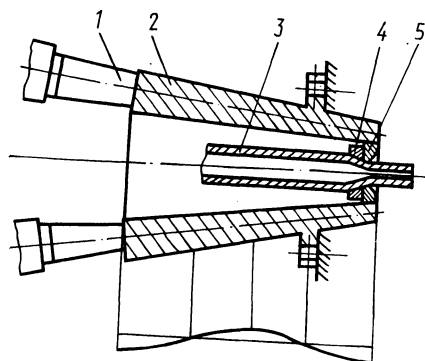


Рис. 1. Схема волочения труб с ультразвуком с использованием конического волновода:

- 1 — преобразователь; 2 — волновод;
3 — труба; 4 — дополнительная волока;
5 — рабочая волока

Возрастание нагрузки на ультразвуковую колебательную систему, вызываемое увеличением обжатия, толщины стенки и диаметра протягиваемой трубы, приводит во всех случаях к снижению эффективности воздействия ультразвука за счет затухания амплитуды колебаний. Это вызывает необходимость увеличения мощности ультразвуковых колебаний, подводимой к единице объема деформированной зоны.

Повышение энергетической прочности колебательной системы возможно лишь при одновременном увеличении площади сечения волновода с возрастанием количества подводимой ультразвуковой энергии. Поэтому нами была создана и исследована система (рис. 1), состоящая из двух магнотриксционных преобразователей и конического волновода с увеличенным поперечным сечением.

Проведенные эксперименты показали (рис. 2,3), что эффективность воздействия ультразвуковых колебаний возросла в 1,6–1,82 раза при безопрочном волочении труб и в 1,45–1,73 раза при волочении труб на подвижной оправке.

Следует заметить, что при волочении с малыми скоростями (0,08 м/с) при большой интенсивности ультразвуковых колебаний (амплитуда смещения более 20 мкм) на трубе наблюдались риски, задиры, налипания вследствие схватывания между поверхностью трубы и волоки. Процесс волочения в этом слу-

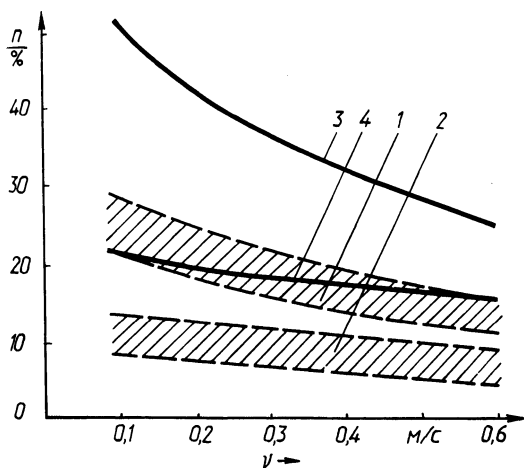


Рис. 2. Зависимость эффективности применения ультразвука n от степени и скорости деформации при безопрочном волочении труб из X18N10T о 20 1 мм: через обычный волновод при степени деформации $\epsilon = 19,0\%$ (1), $\epsilon = 43,75\%$ (2) и через конический волновод при $\epsilon = 19,0\%$ (3) и $\epsilon = 43,75\%$ (4)

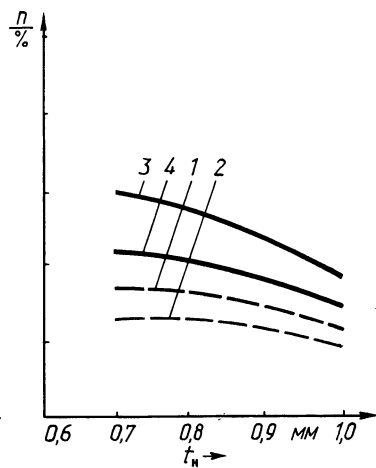


Рис. 3. Зависимость эффективности применения ультразвука от толщины стенки трубы t_n и скорости волочения при вытяжке на стенке $\mu_t = 1,4$ для труб из X18N10T с внутренним диаметром 18,0 мм при опрочном волочении через обычный волновод со скоростями 0,08 (1), 0,27 м/с (2) и через конический волновод со скоростями 0,08 (3) и 0,27 м/с (4)

чае протекал нестабильно и усилие волочения возрастало. Это вызывает необходимость подбора в таких условиях оптимальной мощности (интенсивности) подводимых ультразвуковых колебаний.

Таким образом, колебательные системы с увеличенной площадью поперечного сечения и двумя магнитострикционными преобразователями могут быть успешно использованы при значительных усилиях волочения, когда эффективность обычных ультразвуковых колебательных систем невысока.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.с. № 358048 (СССР). Устройство для волочения металла с колебаниями инструмента/В.П. Северденко, А.В. Степаненко, С.Н. Винерский, Н.Е. Кулага. — Оpubл. в Б.И. 1972, № 34.

УДК 531.781.2

О.М. ДЬЯКОНОВ, канд.техн.наук (БПИ)

ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ ФАКТОР В ПРОЦЕССАХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ

Геометрическая форма бойка является одним из основных факторов, оказывающих значительное влияние на характер изменения усилия высокоскоростного выдавливания полости в заготовке. Для оценки этого влияния применялись бойки с различной формой рабочего наконечника: "цилиндр", "цилиндр с радиусом закругления", "полусфера", "конус". Выдавливание осуществлялось по схеме закрытой прошивки. При этом выдерживались постоянными начальная скорость деформирования 60 м/с, масса бойка 1,7 кг, степень максимального обжатия заготовки $\lambda = 0,174$, материал заготовки (сплав Д16). Измерение усилий производилось по методике, изложенной в работе [2].

С увеличением степени заостренности (радиуса закругления) цилиндрического наконечника бойка увеличивается глубина полости, растет длительность процесса выдавливания (рис. 1). При этом пик нагрузки смещается вправо по оси времени. Данная закономерность объясняется уменьшением площади контакта бойка с заготовкой и присоединенной к бойку массы металла в начальной стадии соударения. Это приводит к снижению отрицательной мощности сил инерции, действующих со стороны заготовки на боек в период разгона присоединенной массы.

Цилиндрический наконечник бойка при предельном радиусе закругления переходит в полусферический. В первые 100 мкс деформирующее усилие изменяется незначительно, оставаясь близким к нулю. Когда же площадь контакта бойка с заготовкой приближается к площади основания полусферы, усилие начинает интенсивно возрастать, достигая максимума в момент времени 100 мкс.

Таким образом, степень заостренности бойка определяет момент появления пиковой нагрузки. Значение же нагрузки практически не зависит от геометрического фактора. Об этом можно судить также из сопоставления диаг-

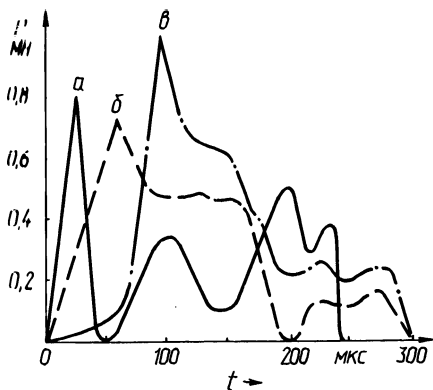


Рис. 1. Диаграммы усилий при выдавливании цилиндрических полостей ($d = 25$ мм) с радиусом закругления r , мм:
а - 0; б - 6; в - 12,5 (полусфера)

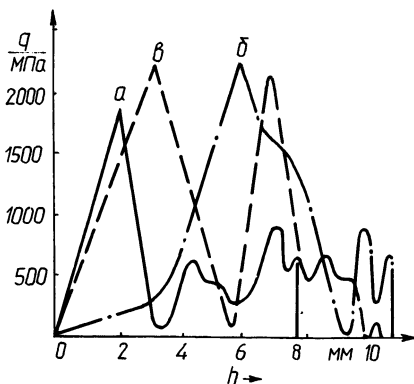


Рис. 2. Диаграммы удельных усилий при выдавливании:
а - цилиндра ($d = 25$ мм); б - полусферы ($d = 25$ мм); в - конуса с углом наклона образующей $\alpha = 45^\circ$ (h - путь деформирования)

рамм удельных усилий, построенных для бойков различной формы (рис. 2). Следовательно, расчет силового режима выдавливания для полостей произвольной формы вращения можно производить так же, как и для цилиндрической формы [1]. Заданную форму необходимо вписать в цилиндрическую.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов О.М. Расчет интегральных параметров ударного выдавливания полостей методом верхней оценки. - Вестн. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук, 1982, вып. 2, с. 9-14.
2. Дьяконов О.М. Методика регистрации параметров высокоскоростной штамповки. - Вестн. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук, 1983, вып. 3, с. 11-14.

УДК 621.762.4

В.Ю. СЛАБОДКИН,
И.П. ГАБРИЕЛОВ, канд.-ты техн. наук (БПИ)

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В НЕКОТОРЫХ СХЕМАХ ФОРМОВАНИЯ

Известно, что порошковый материал в процессе уплотнения находится в предельном напряженном состоянии, а зависимость, устанавливающая связь между действующими в материале напряжениями и прочностными свойствами, описывается функцией, имеющей два явно выраженных прямолинейных участка, уравнение которых имеет вид

$$\tau_n = \sigma_n \operatorname{tg} \rho + K, \quad (1)$$

Т а б л и ц а 1. Относительные изменения плотности образцов из ПЖ2М2, деформированных в установке трехосного нагружения

V_0 , %	Боковое давление в установке $\times 10^5$, Па	Нормальное давление в установке $\times 10^5$, Па	V_1 , %	Давление прессования в жесткой матрице $\times 10^5$, Па
60	300	3195	73	3720
65	350	3320	73,5	4200
70	350	4010	82	6000
75	380	4350	90	9600

Примечание. V_0 и V_1 — соответственно плотность брикета до и после деформирования его в установке.

где σ_n , τ_n — соответственно нормальные и касательные напряжения, действующие на площадках сдвига пористого тела; K — коэффициент сцепления; ρ — угол межчастичного трения.

При этом установлено, что уплотнение порошкового материала идет вдоль правого участка функции (1) и практически не зависит от нормальной (сжимающей) нагрузки, действующей на пористое тело.

Анализ результатов исследований, полученных при испытании порошковых материалов титана, вольфрама и железного порошка в сдвиговом приборе свидетельствует о выигрыше в усилиях, особенно заметном при деформировании высокоплотных пористых тел, по сравнению с формованием брикетов аналогичной пористости в жесткой матрице. Эффект снижения усилий прессования, наблюдаемый в тонком слое материала при испытании его в сдвиговом приборе, может иметь место при соответствующих условиях нагружения и в объеме всей прессовки. Подтверждением этому явились результаты экспериментов (табл. 1), полученные при уплотнении железного порошка ПЖ2М2 в установке трехосного нагружения.

Данные таблицы свидетельствуют о том, что давление прессования брикетов в установке трехосного нагружения с ростом плотности последних заметно снижается, чем при их уплотнении в жесткой матрице.

Аналогичная картина имела место при экструзии, прокатке, а также в схемах прессования порошкового материала с подвижной иглой (матрицей). По литературным данным, снижение удельных усилий при этом составляет до 4—6 раз. Интенсификация процессов уплотнения в указанных схемах формования достигается соответствующим воздействием нагрузок на прессуемое тело, вызывающих в нем условия для реализации развитых сдвиговых деформаций.

Наличие последних приводит к облегчению разрушения контактов между частицами в деформируемом материале и соответственно к снижению усилий прессования.

Реализация развитых сдвиговых деформаций в анализируемых схемах деформирования пористого тела достигается:

— в сдвиговом приборе за счет возможного приложения к пористому телу различных соотношений сжимающих и сдвигающих усилий;

в установке трехосного нагружения — в результате варьирования различными значениями боковых и осевых давлений, соответствующих главным напряжениям σ_3 и σ_1 ;

при прессовании с подвижной иглой (матрицей) — за счет разнонаправленного трения на границе матрица—материал—игла;

при прокатке — в результате сил трения между валками и порошком и свободным выходом пористого тела из очага деформации.

В то же время прессование порошкового материала в жесткой матрице, вследствие того что оно осуществляется в замкнутом объеме при большом и неконтролируемом значении главного напряжения σ_3 , не обеспечивает развития в материале существующих сдвиговых деформаций, которые с ростом плотности тела уменьшаются. Это приводит к возрастанию сопротивления пористого тела разрушению, а следовательно, и к необходимости значительного увеличения усилий прессования для формирования более плотной структуры материала.

Представленные сведения могут быть использованы при проектировании рациональных схем прессования порошковых материалов.

II. ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669.715.018

Б.М. НЕМЕНЕНОК, А.М. ГАЛУШКО, канд-ты техн.наук,
М.И. СТРИЖЕНКОВ, В.М. БЕСЕДИН (БПИ)

О РАСШИРЕНИИ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВТОРИЧНОГО СПЛАВА АК5М2

Сплав АК5М2 является одним из наиболее распространенных вторичных силуминов. Однако широкий интервал содержания основных компонентов и примесей, а также повышенная газозагрязненность неблагоприятно отражается на механических свойствах сплава.

Согласно данным работы [1], в ФРГ для производства отливок головок цилиндров двигателей с воздушным охлаждением применяется сплав GK—AlSi6Cu4, который отличается от сплава АК5М2 только более высоким содержанием меди (до 4 %).

Для изготовления аналогичных отливок в СССР для автомобиля "Запорожец" применяется дорогостоящий жаропрочный сплав АЛ5 (4,5–5,5 % Si, 1,0–1,5 % Cu, 0,35–0,6 % Mg, а также примеси Fe – 1,0 % и Mn – 0,5 %). Сплав АК5М2 (4–6 % Si, 1,5–3,5 % Cu, 0,2–0,8 % Mg, 0,2–0,8 % Mn) также обладает высокой жаропрочностью за счет содержания Cu, Mn и до 1,3 % Fe. Однако наличие грубых включений интерметаллических фаз AlSiFeMn, AlSiCuMgMnFe, CuAl₂ и газозагрязненность обуславливают низкую пластичность отливок из этого сплава.

Задача повышения пластичности сплава АК5М2 решалась за счет рафинирования, измельчения эвтектики и первичных интерметаллических фаз. Для этой цели использовалась обработка расплава Mo, Nb, W, S и универсальным флюсом.

Добавки переходных металлов способствовали преимущественно измельчению зерна α -твердого раствора кремния и меди в алюминии, что обеспечило повышение предела прочности при растяжении на 10 %. Одновременно изменялась форма включений железосодержащих фаз, что способствовало повышению пластичности с 0,8 до 1,2 %. Оптимальная добавка данных элементов составляет до 0,05–0,1 %.

Наиболее благоприятным сочетанием свойств обладает сплав АК5М2, обработанный серой и универсальным флюсом. В данном случае положительное влияние серы на β -фазу дополняется рафинирующим и модифицирующим действием флюса.

Последний вариант обработки был опробован в цехе алюминиевого литья Мелитопольского завода "Автоцветлит" при изготовлении опытной партии отливок головки "968-МеМЗ". Для сравнения было отлито по 20 отливок из серийного сплава АЛ5, вторичного сплава АК5М2, вторичного сплава АК5М2

Т а б л и ц а 1. Результаты опытно-промышленных плавок

Сплав	Содержание элементов, мас. %					Механические свойства		
	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	σ_B , МПа	$\delta\%$	НВ
АЛ5	4,8	1,3	0,43	0,27	0,7	235	1,6	70
АК5М2	5,9	2,4	0,26	0,33	0,93	220	1,6	76
АЛ4	8,5	1,8	0,35	0,48	0,60	250	1,8	72
АК5М2 + 20 % СМ	5,8	2,06	0,23	0,34	0,63	240	1,9	72

с добавкой 20 % первичных материалов и сплава АЛ4 с добавкой 1,8 % меди. Все исследуемые сплавы обрабатывали в раздаточном ковше 0,8 % универсального флюса и продували серой в струе аргона под давлением 0,02–0,03 МПа в течение 1 мин. Химический состав и механические свойства полученных сплавов приведены в табл. 1.

Отливки прошли полный цикл обработки и стендовых испытаний по определению теплового состояния двигателя 968-МеМЗ. Стендовые испытания показали, что все сплавы обеспечивают двигателю практически одинаковое тепловое состояние.

Анализ жаропрочности предлагаемых составов показал, что они не уступают серийному сплаву АЛ5.

Для практического использования был рекомендован сплав АК5М2 с добавкой 20 % первичных шихтовых материалов с последующей обработкой расплава универсальным флюсом и серой в струе аргона. Это позволит снизить стоимость 1 т шихтовых материалов для производства головок цилиндров автомобиля "Запорожец" примерно на 150 руб. и расширить область применения вторичных шихтовых материалов.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Нильсон Х., Хуфнагель В., Ганулис Г. Алюминиевые сплавы (свойства, обработка, применение)/Пер. с нем. под ред. М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1979. – 680 с.

УДК 669.715.018

Б.М. НЕМЕНЕНОК, канд.техн.наук,
Л.П. ДОЛГИЙ (БПИ),
Ю.В. МАРКАРОВ,
Б.П. БУБНОВ (ММЗ)

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВА АЛ4

Для определения оптимальной толщины стенки отливки проводились исследования по влиянию химического состава сплава АЛ4 и модифицирования на его механические свойства и жидкотекучесть. Опытные плавки проводили в цехе алюминиевого литья ММЗ в раздаточных печах с чугуном типом СЛ

Т а б л и ц а 1. Матрица планирования эксперимента 2^{5-2}

Факторы	Фиктивная переменная	Химический состав, %				
		Si	Mg	Mn	Fe	Cu
Код	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5
Основной уровень [0]		9,0	0,25	0,4	0,8	0,2
Интервал варьирования [1]		1,0	0,05	0,1	0,2	0,1
Верхний уровень [+]		10,0	0,30	0,5	1,0	0,3
Нижний уровень [-]		8,0	0,20	0,3	0,6	0,1
Плавка № 1	+	+	+	+	+	+
Плавка № 2	+	-	+	+	-	+
Плавка № 3	+	+	-	+	-	-
Плавка № 4	+	-	-	+	+	-
Плавка № 5	+	+	+	-	-	-
Плавка № 6	+	-	+	-	+	-
Плавка № 7	+	+	-	-	+	+
Плавка № 8	+	-	-	-	-	+
Плавка № 9	0	0	0	0	0	0
Плавка № 10	0	0	0	0	0	0
Плавка № 11	0	0	0	0	0	0

костью 125 кг. В качестве шихтовых материалов использовали силумин СИЛ-1, алюминий А7, чушковой магний, лигатуры Al-Fe и Al-Mn. Рафинирование и модифицирование сплава производили 0,8 % универсального флюса при температуре 740 °С. После выдержки заливали пробы на жидкотекучесть (U-образная проба) и образцы для механических испытаний. После получения образцов и проб из сплава, обработанного флюсом, расплав дополнительно обрабатывали добавкой серы 0,05 %.

Изучение влияния основных легирующих элементов на жидкотекучесть и механические свойства сплава АЛ4 проводили методом математического планирования экспериментов. Была реализована матрица планирования 2^{5-2} , представленная в табл. 1.

Результаты химического анализа показали хорошее соответствие с расчетным содержанием элементов в различных плавках. Математическая обработка результатов экспериментов позволила получить линейные модели, характеризующие зависимость жидкотекучести и механических свойств от химического состава сплава АЛ4:

$$\lambda = 542,5 + 15 X_1 - 5X_2 - 5X_4 ;$$

$$\sigma_{\text{в}}^{\text{л}} = 192,1 + 5,9 X_1 - 2,9 X_2 - 4,1 X_3 - 1,1 X_5 ;$$

$$\delta^{\text{л}} = 5,5 + 0,3 X_1 - 0,4 X_2 - 0,6 X_4 ;$$

$$\sigma_{\text{в}}^{\text{т.о}} = 247,6 + 7,6 X_1 + 10,9 X_2 - 4,4 X_3 - 4,1 X_4 + 3,4 X_5 ;$$

$$\sigma^{\text{т.о}} = 4,1 + 0,2 X_1 - 0,2 X_2 - 0,4 X_3 - 0,3 X_4 ;$$

$$\text{НВ}^{\text{т.о}} = 86,5 + 4,3 X_2 + 2,6 X_3 + 1,7 X_5 .$$

Анализ зависимостей показывает, что жидкотекучесть сплава зависит от содержания Si, Mg и Fe. Отрицательное действие магния и железа можно объяснить замутнением расплава, образованием окисных плен и игольчатых включений β -фазы (AlSiFe), которые повышают вязкость сплава и снижают жидкотекучесть.

Таким образом, при уменьшении толщины стенок отливок целесообразно выплавлять сплав АЛ4 с содержанием кремния на верхнем пределе, а содержание магния поддерживать в пределах 0,20–0,25 %.

При обработке сплава АЛ4 добавкой серы 0,05 % наблюдается увеличение жидкотекучести и механических характеристик. Жидкотекучесть увеличивается на 13–15 %, пластичность – на 40–60 %, временное сопротивление разрыву и твердость изменяются незначительно. В данном случае происходит обогащение железосодержащей фазы и дополнительное рафинирование расплава серой.

Полученные результаты плавок послужили основанием для выдачи задания на изменение технологической оснастки с целью получения отливок с толщиной стенки в пределах номинал – нижнее предельно допустимое отклонение.

УДК 621.74.043.2:621.892

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

ИСТЕЧЕНИЕ ГАЗОВ ЧЕРЕЗ ТОНКИЕ ВЕНТИЛЯЦИОННЫЕ КАНАЛЫ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Вентиляционный канал при литье под давлением представляет собой узкую длинную щель. Формулы для расчета вентиляции, предложенные в работе [1], не учитывают трения газов о стенки канала. Влияние трения проявляется в тонких газовых слоях, контактирующих со стенками канала.

Значения числа Рейнольдса, вычисленные по формуле, приведенной в работе [2], показывают, что при параметрах, характерных для литья под давлением, в вентиляционных каналах возможно ламинарное течение газов.

Течение жидкостей и газов в общем случае описывается с помощью уравнений Навье-Стокса, отыскание точных решений которых для частных случаев затруднено. В то же время для случая ламинарного течения в канале, ограниченном двумя параллельными плоскими стенками, уравнение принимает вид [2]:

$$\frac{dp}{dx} = \mu \frac{d^2 U}{dy^2},$$

где $\frac{dp}{dx}$ – изменение давления в канале вдоль оси x; $\frac{d^2 U}{dy^2}$ – изменение скорости в канале вдоль оси y; μ – коэффициент динамической вязкости

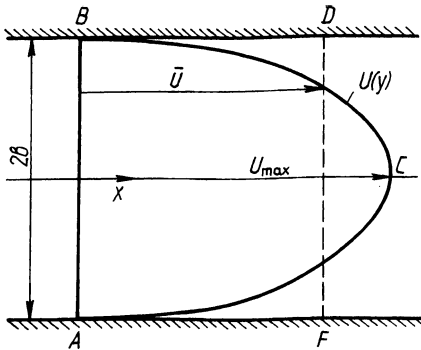


Рис. 1. Распределение скоростей в ламинарном потоке между двумя параллельными стенками

Граничными условиями (рис. 1), если расстояние между стенками равно $2b$, будут: $U = 0$ при $y = \pm b$. Так как изменение давления в поперечном направлении отсутствует ($\frac{dp}{dy} = 0$), то перепад давления в продольном направлении $\frac{dp}{dx} = \text{const}$.

Проинтегрировав уравнение (1), получим

$$U = - \frac{1}{2\mu} \frac{dp}{dx} (b^2 - y^2).$$

Следовательно, распределение скоростей в канале параболическое.

Среднее по сечению численное значение скорости \bar{U} установившегося ламинарного течения можно представить как одну из сторон прямоугольника $ABDF$, равного по площади фигуре ABC , которая ограничена параболой распределения скоростей $U(y)$ и стороной $AB = 2b$ (рис. 1).

Определим площадь, ограниченную параболой ABC и отрезком AB . Положим $-\frac{1}{2\mu} \frac{dp}{dx} = A$, так как $\frac{dp}{dx} = \text{const}$. Тогда

$$S_{ABC} = A \cdot 2 \int_0^b (b^2 - y^2) dy = \frac{4}{3} Ab^3.$$

Определим изменение давления p на участке dx . Для этого решим уравнение

$$A = - \frac{1}{2\mu} \frac{dp}{dx} \text{ при граничных условиях:}$$

$$p = p_1, \text{ если } x = 0; \quad p = p_2, \text{ если } x = l.$$

Найдем сначала общее решение уравнения:

$$\frac{dp}{dx} = -2A\mu, \text{ отсюда } p = -2A\mu \int dx; \quad p = -2A\mu x + c.$$

Используя начальные условия, получим

$$p_1 = c; \quad p_2 = -2A\mu l + c,$$

$$\text{откуда } p_1 - p_2 = 2A\mu l; \quad A = \frac{p_1 - p_2}{2\mu l}.$$

Полученное значение для A подставим в формулу $S = \frac{4}{3} Ab^3$:

$$S_{ACB} = \frac{2b^3(p_1 - p_2)}{3\mu l}.$$

Для определения численного значения средней скорости $\bar{U} = AF$ разделим площадь фигуры ACB , равную площади четырехугольника $ABDF$, на длину стороны $AB = 2b$:

$$\bar{U} = \frac{b^2(p_1 - p_2)}{3\mu l}. \quad (2)$$

Как видно, скорость течения газов в вентиляционных каналах зависит не только от перепада давлений, но также от глубины и длины вентиляционного канала и вязкости воздуха, определяемой в свою очередь температурой. Значения скоростей, рассчитанные по выведенной формуле (2), удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными. В то же время значения скоростей, рассчитанные по формуле, предлагаемой в работе [1], превышают последние в 3–4 раза.

Таким образом, использование выведенной в работе формулы (2) для определения скорости истечения газов обеспечивает более высокую достоверность расчета площади вентиляционных каналов пресс-форм при литье под давлением.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Теория особых видов литья. — М.: Машгиз, 1958. — 300 с. 2. Шлихтинг Г. Теория пограничного слоя. — М.: Наука, 1974. — 711 с.

УДК 621.74:669.131.7

В.М. МИХАЙЛОВСКИЙ,
В.М. КОРОЛЕВ,
И.В. ДОРОЖКО, канд-ты техн.наук,
Л. ШАЙБЕ (БПИ)

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ СИНТЕТИЧЕСКОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ДОБАВКАМИ РЗМ

В работе исследовано влияние редкоземельных элементов — сфероидизаторов Ce, Nd, Y, Sm, La на ударную вязкость синтетического высокопрочного чугуна при комнатной и отрицательной температурах.

Сплав с содержанием 3,5 % С и 2,5 % Si синтезировался на основе особо чистых исходных материалов (карбонильного железа марки ОЧЖ13-2) спектрально чистого графита и полупроводникового кремния по методике, описанной в работе [1]. Плавка осуществлялась в силитовой печи в атмосфере арго-

на при температуре 1420 °С. Образцы 10 x 10 x 55 мм, полученные литьем в графитовую форму, подвергали двухстадийному ферритизирующему отжигу.

Испытания на удар при температурах +20 °С и -60 °С проводились на ротационном копре типа РС0 с осциллографированием процесса разрушения. Металлографический анализ осуществлялся на автоматическом анализаторе микроструктуры "Eriquant".

На рис. 1 представлены результаты измерения ударной вязкости (КС) синтетического Fe—С—Si сплава, микролегированного РЗМ. Отличительной особенностью установленных закономерностей является экстремальный характер зависимости КС от добавки РЗМ. При этом максимум значений ударной вязкости при положительной и отрицательной температурах соответствует различным оптимальным присадкам элементов-глобуляризаторов. Так, для чугуна,

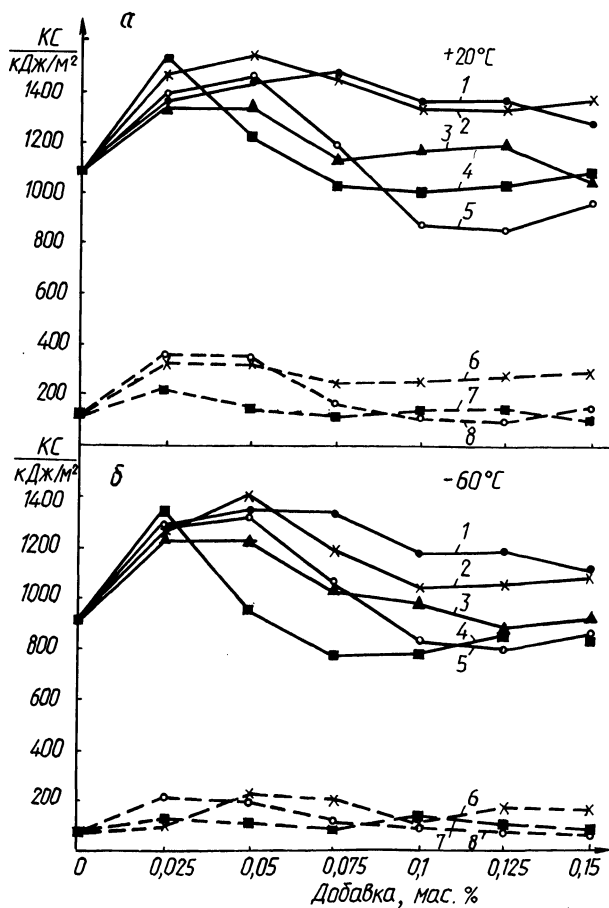


Рис. 1. Влияние редкоземельных элементов на хладостойкость высокопрочного чугуна: 1 — модифицированный церием; 2 — лантаном; 3 — иттрием; 4 — неодимом; 5 — самарием; 6 — КС распространения сплава модифицированного лантаном; 7 — КС — неодимом; 8 — КС — самарием

микролегированного Y и Nd, оптимум приходится на микродобавку 0,025 %, при введении самария он составляет 0,05 %, в цериевом чугуна — 0,075 %. Увеличение количества вводимого сфероидизатора до оптимальных содержаний повышает ударную вязкость синтетического чугуна при комнатной температуре в 1,3—1,4 раза, при -60°C — в 1,4—1,55 раза в сравнении с исходным. По эффективности влияния на КС исследованные РЗМ можно расположить в следующий убывающий ряд: $\text{La} > \text{Ce} > \text{Nd} > \text{Sm} > \text{Y}$.

Присадки редкоземельных элементов в сверхоптимальных количествах приводят к значительному снижению ударной вязкости чугуна, особенно при отрицательных температурах. Однако следует подчеркнуть, что цериевый и лантановый чугуны имеют относительно высокие значения КС в более широком интервале микродобавок, превышающие показатели вязкости для исходного сплава даже в области заоптимальных концентраций. В то же время другие РЗМ в указанной области снижают КС до уровня исходного сплава (Y) или значительно ниже.

Анализ диаграмм разрушения исследованных чугунов показал, что в области оптимальных добавок РЗМ синтетические Fe—C—Si сплавы обладают достаточно высокими значениями работы распространения трещин (K_{Cp}) не только при комнатной, но и минусовой температурах (рис. 1).

Металлографический анализ исследованных сплавов показал, что на их разрушение определяющее влияние оказывают форма, количество и распределение графитных включений, а также выделение новых фаз в заоптимальном интервале содержаний элемента-глобуляризатора. Структура исходного сплава характеризуется разветвленными хлопьевидными включениями углерода отжига, распределенными неравномерно в металлической основе. Общей закономерностью для всех исследованных сплавов является измельчение графитной фазы, улучшение формы и распределения включений графита при увеличении добавки РЗМ до оптимальных значений. Этим присадкам соответствует примерно одинаковое количество графитных выделений в пределах 17—20 включений на 1 мм длины сканирования. При этом необходимо отметить, что ни один из использованных элементов сфероидизаторов в отдельности не обеспечивал получение правильной шаровидной формы графитных включений. В лантановом чугуна графит имел в основном (95 %) шаровидную неправильную форму (ГФ12). В остальных сплавах преобладала плотная компактная форма включений (ГФ9).

Присадки РЗМ в сверхоптимальных количествах приводят к некоторому укрупнению выделений графита, более кучному их распределению, ухудшению формы. Наряду с этим в структуре появляются новые фазы, которыми являются, по-видимому, карбиды и интерметаллиды РЗМ [2]. Образование этих фаз способствует упрочнению сплава, о чем свидетельствует повышение твердости на 10—15 единиц НВ. Наряду с этим наблюдается значительное загрязнение границ зерен. Последнее подтверждается повышенной склонностью сплавов к коррозии по границам зерен при травлении в 4 %-ном растворе HNO_3 . Отрицательное влияние указанных факторов на ударную вязкость синтетического высокопрочного чугуна усиливается с понижением температуры испытания. Повышение добавок РЗМ вызывает более интенсивное падение КС при температуре -60°C (рис. 1).

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о положительном

влиянии малых добавок РЗМ на ударную вязкость высокопрочного чугуна. Однако наиболее широкими технологическими возможностями обладают присадки церия, обеспечивающие получение стабильной структуры и свойств в достаточно широком интервале их содержаний.

ЛИТЕРАТУРА

1. Х у д о к о р м о в Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. — Минск: Наука и техника, 1968, с. 43–44.
2. Л ю б ч е н к о А.П. Высокопрочные чугуны. — М.: Металлургия, 1982, с. 6–7.

УДК 621.74.047

В.И. ТУТОВ,
В.А. ГРИНБЕРГ,
И.В. ЗЕМСКОВ, канд-ты техн. наук,
Г.И. СТОЛЯРОВА (БПИ)

РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Определяющими технологическими параметрами при непрерывном литье являются: температура металла при заливке; толщина затвердевающей корки на выходе из кристаллизатора; скорость литья. Правильный выбор этих параметров и их соотношение должны обеспечить стабильность процесса, а также требуемые структуру и свойства материала заготовки.

Интенсивность теплоотвода задается в основном конструкцией кристаллизатора и теплофизическими свойствами материала, из которого он изготовлен. Поэтому этот параметр остается практически постоянным на все время эксплуатации конкретного кристаллизатора. Другие же параметры могут изменяться, использоваться в различных комбинациях и соотношениях, могут быть вычислены теоретически.

Рассматривая затвердевающую при непрерывном литье заготовку как замкнутую термодинамическую систему, взаимодействующую с окружающей средой через поверхность раздела, используем уравнение теплового баланса

$$dQ_{ж} + dQ_{Т} = -\alpha(T_{п} - T_{с})Fdt, \quad (1)$$

где $dQ_{ж}$ — изменение теплосодержания жидкого металла; $dQ_{Т}$ — изменение теплосодержания затвердевающей корки металла; α — коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки в окружающую среду; $T_{п}$ — температура поверхности заготовки; $T_{с}$ — температура окружающей среды; F — площадь поверхности заготовки.

При его преобразовании вводим допущения, приведенные в работах по непрерывному литью [1, 2], и дифференцированный учет снятия теплоты перегрева при кристаллизации металла, задаваясь линейной зависимостью интенсивности отвода теплоты перегрева ($i_{пер} = \frac{dQ_{пер}}{dV}$) от объема или массы металла.

Для расчета кинетики затвердевания полой цилиндрической заготовки получаем уравнение:

$$\begin{aligned}
 t - t_0 = & \frac{R^2}{a} \left\{ - \frac{2r_{\text{пер}}}{5 \pi \cdot c \nu_{\text{кр}}} \frac{1}{\frac{\xi_{\text{к}}}{R} \left(2 - \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \right)} \frac{\xi^5 - \xi_0^5}{R^5} + \right. \\
 & + \frac{1}{2} \frac{r_{\text{пер}}}{c \nu_{\text{кр}}} \cdot \left(\frac{3}{n} - \frac{\lambda}{aR} \right) \frac{1}{\frac{\xi_{\text{к}}}{R} \left(2 - \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \right)} \frac{\xi^4 - \xi_0^4}{R^4} - \frac{1}{3} \times \\
 & \times \left[\frac{r + 2r_{\text{пер}}}{c \nu_{\text{кр}}} + \frac{2}{(n+1)(n+2)} - \frac{2r_{\text{пер}}}{c \cdot \nu_{\text{кр}} \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \left(2 - \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \right)} \right. \\
 & \times \left. \left(3 \frac{n\lambda}{aR} - 2 \right) \right] \cdot \frac{\xi^3 - \xi_0^3}{R^3} + \frac{1}{2n} \left[\frac{r + 2r_{\text{пер}}}{c \nu_{\text{кр}}} + \frac{1}{n+1} - \right. \\
 & - \frac{n\lambda}{aR} \left(\frac{r + 2r_{\text{пер}}}{c \nu_{\text{кр}}} - \frac{4r_{\text{пер}} n \lambda}{aR \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \left(2 - \frac{\xi_{\text{к}}}{R} \right) c \nu_{\text{кр}}} - \right. \\
 & \left. \left. - \frac{\lambda}{aR(n+1)(n+2)} \right] \frac{\xi^2 - \xi_0^2}{R^2} + \frac{\lambda}{aR} \left[\frac{r + 2r_{\text{пер}}}{c \nu_{\text{кр}}} + \right. \\
 & \left. + \frac{1}{n+1} + \frac{n\lambda}{aR(n+1)(n+2)} \right] \frac{\xi - \xi_0}{R} - \frac{n}{n+1} \left(\frac{\lambda}{aR} \right)^2 \times \\
 & \left. \times \left(1 + \frac{n}{n+2} \frac{\lambda}{aR} \right) \ln \frac{\xi + \frac{n\lambda}{a}}{\xi_0 + \frac{n\lambda}{a}} \right\}, \quad (2)
 \end{aligned}$$

где t и t_0 — текущее и начальное время затвердевания; a — коэффициент температуропроводности материала отливки; λ — коэффициент теплопроводности материала отливки; r — удельная теплота кристаллизации; $r_{\text{пер}}$ — удельная теплота перегрева; c — удельная теплоемкость материала отливки; $\nu_{\text{кр}}$ — избыточная по отношению к температуре среды температура кристаллизации; n — показатель степени параболы распределения температур в затвердевшей корке металла; ξ , ξ_0 и $\xi_{\text{к}}$ — текущая, начальная и конечная толщина затвердевшей корки соответственно; R — радиус наружной поверхности отливки.

Эта зависимость связывает между собой интенсивность теплоотвода, теплофизические свойства материала, технологические параметры, позволяя решить следующие задачи:

— определить высоту кристаллизатора по заданной скорости литья и толщине затвердевшей корки;

- определить скорость литья, зная высоту кристаллизатора и толщину затвердевшей корки;
- определить толщину затвердевшей корки при заданной скорости литья и высоте кристаллизатора;
- выбрать температуру заливаемого металла.

Как показали исследования и производственная отработка процесса непрерывного литья, для практики чаще всего решается задача по определению скорости литья. Лимитирующим фактором для скорости литья является толщина затвердевшей корки на выходе из кристаллизатора, которую находим, используя экспериментальные данные [3]. Выбирая температуру заливаемого металла, оптимальную для получения требуемого качества данной заготовки, и соответствующие ей теплофизические характеристики, считая, что в начале процесса $t_0 = 0$ и $\xi_0 = 0$, подставляем все известные параметры в уравнение (2) и находим время затвердевания в кристаллизаторе заданной толщины корки. Зная высоту кристаллизатора и время нахождения в нем заготовки, определяем среднюю скорость литья. По предлагаемой методике можно определить и другие параметры процесса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Теория особых видов литья. – М.: Машгиз, 1958. – 300 с. 2. Туттов В.И. Расчет затвердевания непрерывной отливки. – Докл. АН БССР, 1981, т. XXV, № 2, с. 147–150. 3. Столярова Г.И., Гринберг В.А., Крутилин А.Н. Вертикальное непрерывное литье с использованием разрушаемых стержней. – В кн.: Металлургия, 1984, вып. 18, с. 50–51.

УДК 621.74.04

Г.А. ГАРАНИН,
Е.Б. ДЕМЧЕНКО;
А.Н. КРУТИЛИН,
Б.В. ВОЙТЮК (БПИ)

РАСЧЕТ КИНЕТИКИ РАЗОГРЕВА ОТЛИВКИ ЗА ПРЕДЕЛАМИ КРИСТАЛЛИЗАТОРА

Определение максимальной температуры разогрева затвердевшей корки имеет большое значение при выборе технологических параметров процесса (скорость литья, длина кристаллизатора).

Максимальную температуру поверхности отливки после разогрева рассчитываем по формуле

$$C \left[\left(\frac{T_{п. max}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_c}{100} \right)^4 + \alpha_k (T_{п. max} - T_c) \right] = \frac{\lambda}{\xi_k} (T_{кр} - T_{п. max}),$$

где $T_{п. max}$ – максимальная температура поверхности отливки; T_c – температура окружающей среды; $T_{кр}$ – температура кристаллизации; C – коэффициент лучеиспускания отливки; α_k – коэффициент теплоотдачи конвекцией;

Т а б л и ц а 1. Параметры отливки на выходе из кристаллизатора

Диаметр отливки, мм	50	100	150	200	250
$T_{п\ max}, ^\circ C$	1095	1078	1069	1051	1029
$\xi_k, мм$	9,2	13,3	15,6	20,7	27,5
$t_k, с$	9	20	30	50	83

λ — коэффициент теплопроводности материала отливки; ξ_k — толщина корки отливки на выходе из кристаллизатора.

Для отливки диаметром 100 мм при $T_{зал} = 1230^\circ C$ методом подбора определяем $T_{п\ max} = 1078^\circ C$. При $T_{зал} = 1270^\circ C$ максимальная температура поверхности увеличивается до $1088^\circ C$, т.е. увеличение незначительно. Поэтому в дальнейшем влияние степени перегрева на максимальную температуру поверхности не рассматривали.

В табл. 1 приведены значения максимальной температуры поверхности $T_{п\ max}$ и толщины затвердевшей в кристаллизаторе корки ξ_k для отливок различных диаметров при заданном времени формирования отливки в кристаллизаторе t_k .

Анализ данных таблицы показывает, что с уменьшением времени формирования отливки в кристаллизаторе уменьшается толщина корки и возрастает ее максимальная температура.

Для расчета времени разогрева составляем уравнение теплового баланса, в котором тепло, аккумулированное отливкой на участке разогрева, определяется как разность между теплом, переданным теплопроводностью через затвердевшую корку отливки в выходном сечении кристаллизатора, и теплом, отданным в окружающую среду с поверхности отливки на участке разогрева, и решаем это уравнение относительно времени разогрева. Время разогрева для отливки диаметром 100 мм равно 8,6 с.

Рассчитанное аналогично время для отливки диаметром 200 мм составило 20,6 с.

Действительные значения температуры поверхности в точке максимального разогрева, замеренные при помощи контактной термопары ниже на $20-25^\circ C$ (кривая 2 на рис. 1).

Значения максимальной температуры поверхности ($T_{п\ max}$), рассчитанные методом интегрального теплового баланса, близки к экспериментальным замерам (точки на кривой 2, рис. 1). При учете осевой теплопередачи расчетные значения температуры разогрева практически совпадают с экспериментальными.

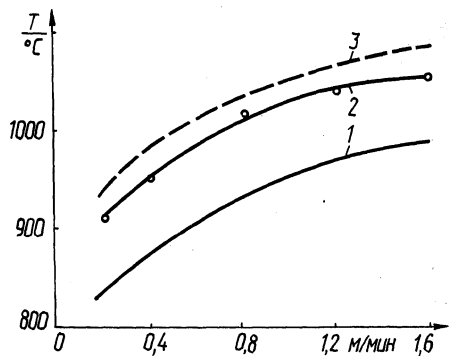


Рис. 1. Зависимость температуры поверхности от скорости литья

ми замерами. Цифрой 1 (рис. 1) обозначена кривая, показывающая зависимость температуры поверхности отливки от скорости литья, которая асимптотически приближается к температуре, равной 900–1000 °С.

Из графических зависимостей (рис. 1) видно, что кривые 2 и 3 эквидистантны по отношению к кривой 1, т.е. подъем температуры поверхности слабо зависит от скорости литья. Поэтому для уменьшения безвозвратных потерь, связанных с прорывом корки, увеличения производительности и улучшения качества заготовок (особенно при получении сложных массивных профилей) необходимо применять устройства вторичного водовоздушного охлаждения, а также устройства не только охлаждающие корку после ее выхода из кристаллизатора, но и препятствующие ее прогибу.

УДК 669.14.018.292

Н.И. БЕСТУЖЕВ,
В.А. РОЗУМ,
В.А. ЧАЙКИН,
А.К. СТРЕЛЬЧИК (БПИ)

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА РАФИНИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ЧУГУНА РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ*

В настоящей работе рассмотрены пути оптимизации предварительной обработки расплава РЗМ.

Расчеты, выполненные в работе [1], показывают, что реакция десульфурации происходит только после достаточно глубокого раскисления чугуна. Отсюда следует возможность повышения десульфурующей способности РЗМ за счет ввода совместно с ним либо раздельно более дешевых и эффективных раскислителей чугуна, например алюминия:



Особенностью раскисления чугуна алюминием по сравнению со сталью является значительное влияние углерода и кремния на активность алюминия и кислорода в расплаве. С учетом параметров взаимодействия первого рода [2] и константы реакции (1) рассчитаны равновесные значения активности кислорода в чугуне, содержащем 3,6 % углерода и 2,0 % кремния. При увеличении содержания остаточного алюминия в чугуне от 0,01 до 0,1 % при 1673 К активность кислорода должна уменьшиться с $8,3 \cdot 10^{-5}$ до $4 \cdot 10^{-6}$.

Измерение активности кислорода в чугуне, раскисленном алюминием, производили методом термо-эдс датчиками окисленности (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Влияние алюминия на активность кислорода в чугуне

Добавка алюминия, %	Исх.	0,05	0,1	0,15	0,2
Активность кислорода	$3 \cdot 10^{-4}$	$1,6 \cdot 10^{-4}$	$1,4 \cdot 10^{-4}$	$1,2 \cdot 10^{-4}$	$1,2 \cdot 10^{-4}$

* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Д.Н. Худокормова и канд.техн.наук С.Н. Лекаха.

Т а б л и ц а 2. Влияние последовательности обработки чугуна на кинетику десульфурации (S, %)

Последовательность обработки	Исходная	Время выдержки, мин					
		0	3	6	9	12	15
0,3 % ферроцерия	0,070	0,069	0,067	0,043	0,044	0,044	0,045
0,015 % алюминия + + 0,3 % ферроцерия	0,075	0,051	0,047	0,033	0,034	0,033	0,039
0,015 % алюминия + + 0,3 % ферроцерия + + 0,2 % СМг7	0,072	0,026	0,022	0,022	0,021	0,021	0,022

Добавки алюминия снижают активность кислорода в 2–2,5 раза. Однако экспериментальные значения активности кислорода значительно превосходят равновесные, вычисленные по реакции (1), что связано с кинетическими трудностями глубокого раскисления, а также более сложным механизмом взаимодействия алюминия с чугуном. По-видимому, образующиеся включения Al_2O_3 служат инициаторами реакции образования и осаждения на них окислов кремния.

Для оценки влияния раскисления на десульфурующую способность РЗМ в лабораторных и производственных условиях был проведен ряд плавов. При обработке чугуна, содержащего 3,1–3,6 % углерода, 1,9–2,1 % кремния, 0,06–0,07 % серы, добавкой ферроцерия 0,3 % при 1673 К степень десульфурации невелика. Предварительное раскисление 0,015–0,025 % алюминием несколько интенсифицирует процесс десульфурации (табл. 2). Интенсифицировать процесс можно путем дополнительной продувки расплава газом либо, что значительно проще, барботирующей обработкой парами магния при вводе небольших добавок железокремниймагниевого лигатуры типа СМг7. В результате реализации такой последовательной обработки расплава (алюминий + ферроцерий + СМг7) удастся снизить до приемлемых пределов (табл. 2) содержание серы в чугуне. Установлено, что температура обработки должна быть не ниже 1673 К.

Промышленные испытания разработанной рафинирующей обработки показали, что предложенная технология обеспечивает исключение характерных дефектов в отливках, вызванных повышенным содержанием серы в исходном расплаве ваграночной плавки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мищенко Ю.В. Стабилизация технологического процесса получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом модифицированием в литейной форме: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. – Минск, 1982. – 21 с. 2. Григорян В.А., Беляничкова Л.Н., Стомахин А.Я. Технологические основы электросталеплавильного производства. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.

С.Н. ЛЕКАХ,
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд-ты техн.наук,
В.Л. ТРИБУШЕВСКИЙ (БПИ)

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗ ШЛАКА ОКИСЛОВ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ПЛАВКЕ ЧУГУНА

Отличительными свойствами многих природнолегируемых материалов и отходов производства является присутствие в них в виде окислов ценных легирующих элементов. Это обуславливает особенности технологии плавки чугуна, которые заключаются в совмещении периодов плавления шихты с восстановлением окислов из шлака.

Применительно к процессу легирования чугуна за счет шлаковой фазы разработана методика термодинамического расчета конечного равновесного состояния с учетом начального содержания легирующего элемента в металле и шлаке.

Данная методика позволяет также анализировать протекание параллельных реакций путем решения системы уравнений. Расчеты выполнялись на примере восстановления ванадия. Равновесные содержания ванадия в металле и шлаке для реакции с участием углерода и кремния (с учетом легирования в количестве 0,36 % V) показали чрезвычайно низкое конечное содержание окиси ванадия в шлаке, находящемся в равновесии с углеродом и кремнием, что свидетельствует о стремлении к практически 100 %-ному восстановлению ванадия.

Из практики известно, что столь полно реакции восстановления ванадия происходят в реальных условиях не могут. Это обусловлено контактом шлака с атмосферным кислородом, который вызывает окисление железа. В присутствии окислов железа возможно протекание реакции окисления растворенного в чугуне ванадия



Принимая во внимание то, что содержание легирующих элементов в чугуне обычно не превышает несколько процентов, активность железа можно принять равной единице. Тогда

$$K_{Fe} = \frac{(a_V)^2 (a_{FeO})^3}{a_{V_2O_3}} = \frac{f_V^2 [V]^2 (j_{FeO} N_{FeO})^3}{j_{V_2O_3} N_{V_2O_3}}. \quad (2)$$

Отсюда следует, что между отношением $\frac{(V_2O_3)}{[V]}$ и $(a_{FeO})^3$ должна существовать линейная зависимость, что подтверждено экспериментами при плавке стали [1].

Для проверки полученных расчетных данных в лабораторных условиях выплавлялись высокоуглеродистые сплавы железа совместно с синтетическими шлаками, содержащими V_2O_3 и различное количество FeO (от 0 до 30 %).

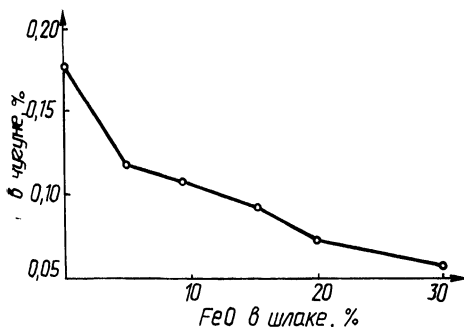


Рис. 1. Влияние добавки в шлак FeO на содержание ванадия в чугуне

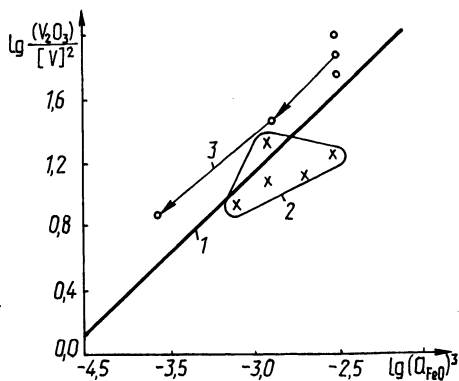


Рис. 2. Влияние активности FeO на распределение ванадия между шлаком и чугуном: расчетная зависимость (1), экспериментальные значения при плавке металлизированных окатышей с загрузкой на жидкую ванну (2) и в твердую металлозавалку (3)

Опыты проводили в печи сопротивления в атмосфере аргона. Результаты экспериментов показаны на рис. 1, из которого видно, что при увеличении количества FeO в шлаке конечная концентрация ванадия в чугуне снижается. Установлено, что при высокотемпературной плавке восстановление идет преимущественно углеродом, в низкотемпературной — кремнием.

На рис. 2 представлена расчетная зависимость (1) в сопоставлении с результатами производственных плавок в дуговой печи металлизированных ванадийсодержащих окатышей при загрузке на жидкую ванну (2) и в твердую металлозавалку (3). Выяснено, что экспериментальные значения близки к расчетным, причем выдержка металла в дуговой печи (3) приводит к уменьшению активности окислов железа в шлаке и увеличению степени извлечения ванадия.

Аналогичные расчеты выполнены для 13 легирующих элементов (Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W). Установлено, что, за исключением Ti и Zr, легирование чугуна можно эффективно осуществлять путем ввода окислов металлов в металлозавалку либо непосредственно в ковш. При этом усвоение, например молибдена, достигает 90–95 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Закономерности прямого легирования стали ванадием/В.А. Ровкушин, Г.А. Топошиев, Ф.С. Раковский и др. — Изв. вузов. Черная металлургия, 1979, № 10, с. 11–14.

Г.Ф. АНДРЕЕВ, В.А. ШЕЙНЕРТ,
М.А. БРАТКОВСКИЙ, В.С. ЖЕМОЙТЕЛЬ (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА КОМПАКТНЫМИ ВСТАВКАМИ

Применение компактных модифицирующих вставок (МВ) при внутриформенной обработке высокопрочного чугуна позволит устранить имеющиеся недостатки и расширить сферу использования процесса. В работе исследована возможность внутриформенного модифицирования литыми легкоплавкими вставками на основе системы Al—Cu—Mg—Si—PЗМ.

Равномерность свойств в отливке может быть обеспечена при согласовании длительности плавления МВ с периодом заливки формы. Исследование кинетики плавления производилось на цилиндрических образцах диаметром и высотой от 20 до 40 мм. Общая длительность плавления состоит из двух периодов. Первый характеризует процесс намерзания корки чугуна на поверхности холодного модификатора. При низких температурах (менее 1573 °С) расплава (рис. 1) длительность существования корки чугуна может совпадать с полным циклом растворения присадки. При более высоких температурах расплава толщина и время существования корки снижаются, уменьшается также общая длительность процесса. Изучение кинетики плавления образцов показало, что для равномерного плавления МВ при заливке формы их конструкция должна включать элементы с различной толщиной и массой. Опытным путем подобран ряд конфигураций вставок, испытания которых производились при заливке литейных форм с разделением потока расплава на 5 частей. Эксперименты показали, что заполнение форм происходит спокойно при содержании магния в лигатуре не более 15–20 %. С учетом ожидаемого усвоения маг-

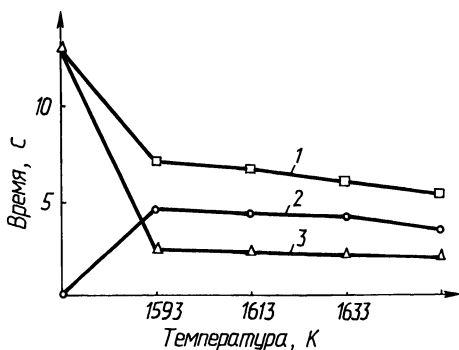


Рис. 1. Влияние температуры на кинетику плавления модифицирующих вставок: 1 — общая длительность процесса; 2 — длительность интенсивного плавления; 3 — время существования корки застывшего чугуна

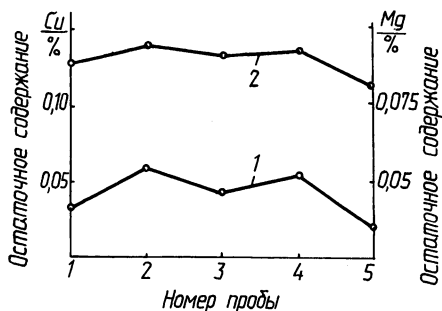


Рис. 2. Распределение Mg и Cu в опытных отливках: 1 — распределение Mg; 2 — распределение Cu

ния использовались вставки массой 0,8 % от металлоемкости формы с содержанием магния в пределах 10–11 %. Изменение температуры заливки форм от 1613 до 1673 К значительно влияет на скорость плавления МВ. Термическое зондирование показало, что в первые 1–5 с идет плавление сечений вставок с толщиной до 15–20 мм. В результате прогрева расплавляется более массивная центральная часть. За счет введения в конструкцию остроугольных элементов практически исключен инкубационный период взаимодействия с расплавом. На рис. 2 представлено распределение меди и магния в различных элементах опытной пробы при температуре заливки 1653 К. Заметно также равномерное распределение сфероидизирующего элемента в различных частях отливки.

Проведенные исследования показали возможность использования для внутриформенного модифицирования компактных вставок. Данный процесс способствует снижению в 1,5–2 раза металлоемкости литниковой системы по сравнению с традиционной технологией, легко поддается автоматизации и контролю.

УДК 669.162.252(430.1)

О.А. БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
В.И. ГЛУХОВСКИЙ,
А.Ф. ВАСКЕВИЧ (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕПЛООБМЕНА В ТРУБАХ ВЕНТУРИ

Особенностью процесса теплообмена в трубах Вентури является то, что орошающая жидкость подается в зону скоростей более высоких, чем в других пылеулавливающих аппаратах.

Кроме того, удельное орошение высокоскоростных аппаратов мало по сравнению с другими аппаратами.

В проведенных исследованиях оценка эффективности теплообмена производилась с помощью коэффициента теплопередачи:

$$K_{\text{усл}} = \frac{Q}{\sigma_r \Delta t},$$

где Q – количество тепла, перешедшее от охлаждаемого газа к охлаждающей жидкости, т.е. тепловая нагрузка на трубу Вентури, кДж/ч; σ_r – расход охлаждаемого газа, кг/ч; Δt – температурный напор (средняя логарифмическая разность температур).

При проведении эксперимента правильно было бы определять охлаждение газов раздельно: в трубе Вентури и в каплеуловителе. Однако такой эксперимент невозможно осуществить из-за трудностей определения средней температуры газов и капель на границе между трубой Вентури и каплеуловителем. Поэтому в опытах исследовался суммарный эффект охлаждения газов установки, а при обобщении экспериментальных данных принималось, что суммарный эффект охлаждения в решающей степени обусловлен от газов к каплям в трубе Вентури.

Т а б л и ц а 1. Уровни независимых переменных

Независимые переменные	X_1 (м кг/м ³)	X_2 (Т _в , К)	X_3 (Т _г , К)
Основной уровень (X_{i0})	0,5	293	363
Интервал варьирования (ΔX_i)	0,4	10	60
Верхний уровень ($X_i = 1$)	0,9	303	423
Нижний уровень ($X_i = -1$)	0,1	283	303

Для описания процесса теплообмена в трубе Вентури был использован полный факторный эксперимент 2^3 с равномерным дублированием опытов. В качестве независимых переменных были выбраны: удельное орошение (X_1), температура орошающей жидкости (X_2) и поступающего на очистку газа (X_3). Зависимой переменной был выбран условный коэффициент теплопередачи. Было решено варьировать независимые переменные на двух уровнях. Интервалы варьирования переменных и их значения в натуральном масштабе на основном, верхнем и нижнем уровнях указаны в табл. 1.

После реализации полного факторного эксперимента 2^3 и проверки статической значимости коэффициентов было получено следующее уравнение регрессии в кодовом масштабе [1]:

$$y = 0,638 + 0,138 X_1 + 0,113 X_2 + 0,038 X_3 - 0,038 X_1 X_2 - 0,013 X_1 X_3 + 0,0125 X_2 X_3.$$

Гипотеза об адекватности модели проверялась с помощью критерия Фишера. Анализируя полученную модель, необходимо отметить, что все соображения о направлении и силе влияния изученных факторов на условный коэффициент теплопередачи можно высказать только для выбранных в работе интервалов их изменения. В этих интервалах оказалось слабым влияние начальной температуры газов, подаваемых на очистку, а также соотношений удельного орошения и температуры орошающей жидкости, начальной температуры газа и орошающей жидкости.

Сильно влияющим фактором является удельное орошение. Одновременно необходимо отметить, что интенсификация процесса теплообмена происходит при увеличении всех трех изучаемых независимых переменных.

Данную математическую модель можно использовать для построения номограмм.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. А д л е р Ю.П. Введение в планирование эксперимента. — М.: Металлургия, 1969. — 158 с.

РАЗДЕЛИТЕЛЬНОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКИХ ФОРМОВОЧНЫХ ЛИНИЙ

При изготовлении форм на автоматических линиях контакт формовочной смеси с поверхностью модельной оснастки, вызывающий прилипание смеси к оснастке, приводит к разрушению отпечатка и снижению качества поверхности изделий.

Одним из основных путей предотвращения этого процесса при ручной или машинной формовке является применение специальных противoadгезионных составов, которыми покрывают поверхность оснастки перед ее соприкосновением с формовочной смесью. В качестве противoadгезионных покрытий на автоматических линиях припылы не могут быть использованы, так как процесс нанесения их на поверхность плохо поддается автоматизации. Поэтому разработка для этих целей жидких противoadгезионных составов имеет важное практическое значение.

Целью настоящего исследования явилась разработка такого противoadгезионного покрытия, которое при контакте с формовочной смесью переходило бы в поверхностные слои формы, а в процессе заливки расплавленным металлом выделяло пироуглерод. В качестве исходного вещества в работе была опробована противогригарная добавка — гидрофобизатор ГФК-1. Как видно из рис. 1, добавка гидрофобизатора в наиболее распространенный разделительный состав (керосин) значительно уменьшает сцепление формовочной смеси с моделью. При использовании в составе разделительного покрытия гидрофобизатора гидрофильная металлическая поверхность модели, хорошо смачиваемая водой, гидрофобизируется. Молекулы ГФК-1, ориентируясь полярными группами к полярной гидрофильной поверхности, а углеводородными цепями — в обратную сторону, вызывают гидрофобизацию поверхности, которая перестает смачиваться водой. Углеводородная поверхностная пленка препятствует непосредственному контакту и молекулярному сцеплению воды с металлом. При формовке гидрофобизатор распределяется на поверхности водных пленок глинистой оболочки песчинок, снижает силы адгезии, уменьшая прилипание формовочной смеси к модели. Он также является смазкой, которая уменьшает силы трения смеси о модель и тем самым способствует получению более четкого отпечатка.

Опыты показали, что для улучшения качества поверхности отливки вы-

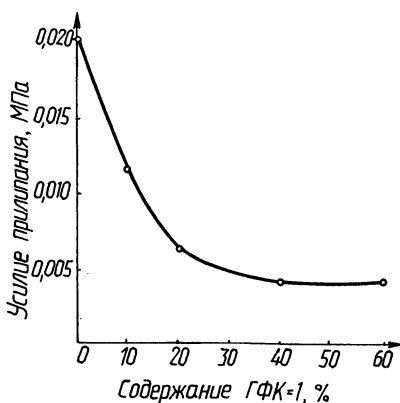


Рис. 1. Влияние гидрофобизатора на прилипаемость формовочной смеси к металлической модели

ход пироуглерода при нагреве покрытия должен составлять не менее 10 %. Разделительное покрытие с противопригарными свойствами следует использовать для автоматических линий, работающих на единых формовочных смесях, путем нанесения его на металлическую модельную оснастку перед операцией формовки. Такая технология использования покрытия позволяет значительно уменьшить расход противопригарных добавок в формовочную смесь при производстве мелких и средних чугунных отливок. На основании произведенных исследований разделительное покрытие, представляющее собой 20–50 %-ный раствор ГФК-1 в керосине, внедрено на Паневежском заводе автокомпрессоров для прессовых формовочных линий.

УДК 621.746.6

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

О ПРИРОДЕ ДЕЙСТВИЯ МОДИФИКАТОРА В ЛИТЫХ СПЛАВАХ

Исходя из предположения о существовании в конденсированной фазе двух подсистем валентных электронов (локализованных и коллективизированных) [1] среди физических свойств выделяются два свойства, каждое из которых определяется преимущественно одной из подсистем электронов. Удельное электросопротивление ρ характеризует локализованную электронную подсистему, а термоэлектродвижущие силы (коэффициент термоэдс) β – подсистему коллективизированных электронов.

Изучение влияния модификаторов на ρ , β и механические свойства сплавов является целью настоящей работы. Исследования проводили на алюминиевых сплавах. В качестве модификаторов использовали следующие элементы: Mg, Ca, Ti, Zr, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Zn, Cd, Ge, Sn, Pb. Модификаторы вводились 0,2 мас. %. Исследованы механические и физические свойства алюминия, алюминий-медных и алюминий-цинковых сплавов, модифицированных указанными элементами. Выбор этих сплавов объясняется тем, что медь образует с алюминием химическое соединение CuAl_2 , расположенное по границам зерен, а цинк – твердый раствор. Представляло интерес проследить действие модификатора в различных случаях. Результаты исследований для Mg, Ca, Ti, Zr приведены в табл. 1.

Из полученных данных видно, что при модифицировании наблюдаются закономерности в изменении свойств. Модификаторы одной группы одинаково изменяют как механические, так и физические свойства алюминия и его сплавов. Причем при переходе от одного модификатора к другому синхронно изменяются как механические, так и физические свойства сплавов. Аналогичные закономерности наблюдаются и для других модификаторов.

Следовательно, между механическими и физическими свойствами существует корреляционная зависимость. Так как модификатор аналогично влияет на алюминий и его сплавы, то целесообразнее установить связь между механическими и физическими свойствами на примере алюминия. С этой целью изу-

Т а б л и ц а 1. Влияние модификаторов на свойства сплавов

Группа элементов периодической системы	Модификатор	Базовый состав	Свойства				
			$\rho \cdot 10^{-8}$, Ом·м	$\beta \cdot 10^{-6}$, В/К	НВ	σ_B , МПа	δ , %
II A	Mg	Al	3,29	2,41	19	65	50
	Ca	Al	3,11	1,9	16	50	48
	Mg	Al-4Cu	3,88	2,9	55	190	5
	Ca	Al-4Cu	3,68	2,35	40	90	15
	Mg	Al-4Zn	3,59	3,29	33	120	18
	Ca	Al-4Zn	3,41	3,08	25	70	5
	Ti	Al	3,14	2,56	14	60	39
IV B	Zr	Al	3,03	2,01	15	50	31
	Ti	Al-4Cu	4,22	2,25	40	180	13
	Zr	Al-4Cu	3,93	2,43	41	160	12
	Ti	Al-4Zn	3,49	3,36	24	100	28
	Zr	Al-4Zn	3,47	3,40	25	90	15

Т а б л и ц а 2. Влияние модифицирования на механические свойства алюминия

Модификатор	Содержание	$\rho \cdot 10^{-8}$, Ом·м	$\beta \cdot 10^{-6}$, В/К	НВ	σ_B , МПа	δ , %
Mg	0,2	3,29	2,41	19	65	50
	1	3,53	1,55	30	110	18
	4	4,05	1,25	48	152	11
Ca	0,2	3,11	1,9	16	50	48
	1	3,26	1,66	22	77	16,5
	4	4,24	1,51	33	110	4,8
Ti	0,2	3,14	2,56	14	60	39
	1	3,23	1,08	19,0	71	32,5
	4	3,79	2,09	21,0	90	47,6
Zr	0,2	3,03	2,61	15	50	31
	1	3,78	1,81	19,3	79	40,5
	4	3,82	1,68	24,8	92	37,4

чено влияние различного содержания указанных добавок на механические и физические свойства алюминия. Результаты исследования для Mg, Ca, Ti, Zr приведены в табл. 2, из которой видно, что существует прямая зависимость между механическими и физическими свойствами двойных алюминиевых сплавов. С увеличением удельного электросопротивления прочностные характеристики растут, а с уменьшением термоэдс пластические характеристики падают. Таким образом, выполненные экспериментальные данные позволяют считать, что влияние модифицирующих добавок связано в первую очередь с изменением электронного спектра растворителя-алюминия.

Анализируя влияние добавок на электронный спектр или физические характеристики растворителя, можно осуществлять целенаправленный подбор модифицирующих добавок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества. — Киев: Наук. думка, 1971. — 230 с.

УДК 669.14.018

Ф.И. РУДНИЦКИЙ,
А.Н. ЧИЧКО,
ННУКА ЮДЖИН (БПИ)

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Металлы и сплавы характеризуются макро- и микроструктурой, атомной и электронной структурой. Электронная структура является главной, так как через нее может быть выражено влияние других структур [1]. Таким образом задача прогнозирования сводится к задаче описания связи основных свойств сплава с электронной структурой. Наиболее удобным для измерения являются электросопротивление и термоэлектродвижущая сила. Эти свойства чувствительны к электронному строению [2]. Электросопротивление характеризует локализованную подсистему электронов, а термоэлектродвижущая сила — коллективизированную.

Экспериментальные исследования проводили на литой быстрорежущей стали Р6М5. В качестве модифицирующих и микролегирующих добавок использовали Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Mn, Co, Ni 0,2 мас. %.

В процессе исследования определяли основные эксплуатационные свойства быстрорежущей стали — ударную вязкость, твердость, теплостойкость, а также физические — удельное электросопротивление и термоэлектродвижущую силу.

Изменение физических свойств характеризует перестройки, происходящие в электронном спектре стали при модифицировании. Введением элемента Co, например, можно увеличить локализованную электронную подсистему и уменьшить коллективизированную. При этом твердость и теплостойкость возрастут, но уменьшится ударная вязкость. И, наоборот, введением титана можно увеличить коллективизированную подсистему электронов, что приводит к увеличению ударной вязкости и падению твердости и теплостойкости.

Таким образом, в качестве основных параметров, позволяющих оценить влияние модифицирующих и микролегирующих добавок, можно использовать удельное электросопротивление и термоэлектродвижущую силу.

Измерение этих параметров позволяет, не проводя сложных экспериментов, оценивать не только влияние отдельных элементов, но главное — влияние модифицирующего комплекса.

Т а б л и ц а 1. Влияние d-элементов на эксплуатационные и физические свойства стали Р6М5

Элементы	Термоэдс $\beta \cdot 10^{-6}$ В/К	Удельное электро- сопротивление $\rho \cdot 10^{-6}$, Ом·м	Теплостой- кость НВС	Твердость НRC	Ударная вязкость $a \cdot 10^4$, Дж/м ²
Ti	25,2	0,48	57,5	62,0	15,50
Zr	14,95	0,53	59,5	63,5	8,50
Hf	25,10	0,47	59,0	63,0	13,75
Nb	25,30	0,49	58,5	62,5	16,25
Ta	25,10	0,53	60,5	63,5	10,00
Mn	15,15	0,57	59,5	63,0	8,00
Co	14,80	0,64	60,0	63,5	5,00
Ni	25,30	0,53	59,0	62,5	8,00

ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Бредко Л.Ф. Электронная локализация в твердом теле. — М.: Наука, 1976. — 338 с. 2. Шалаев А.М., Адаменко А.А. Радиационно-стимулированное изменение электронной структуры. — М.: Атомиздат, 1977. — 176 с.

УДК 621.742.48

Д.М. КУКУЙ, канд.техн.наук,
А.Т. МЕЛЬНИКОВ,
Д.О. КЕЧИН (БПИ)

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ НА ГРАНИЦЕ МЕТАЛЛ—ФОРМА

Газовая фаза, образующаяся на границе металл—форма при взаимодействии жидкого металла с материалом формы, ее окислительный или восстановительный характер определяет ход химических реакций, вызывающих образование пригара на поверхности отливок. Отбор проб газа проводился по методике [1]. Установка для отбора проб состоит из металлической формы с центральным стержнем, покрытым противопригарным составом, и крышкой с отверстием для заливки расплава. К форме подключен вакуумный газоотборник, состоящий из набора пипеток. С помощью вакуумного насоса ВН-64М1 из пипеток предварительно удалялся воздух до достижения разрежения $1,3 \text{ Н/м}^2$. В стержень заформовывалась газоотборная трубка. Продолжительность отбора одной пробы 3—4 с. Состав газов (CO , O_2 , CO_2) определялся с помощью хроматографа ЛХМ-8МД.

В исследованиях применялась водная противопригарная краска СБ с добавками по 5 % шунгита или сланца прибалтийского (СП). В состав шунгита входят 60—61 % SiO_2 , 30—31 % С и 8—10 % окислов Al_2O_3 , $\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3$, K_2O , TiO_2 , MgO , CaO . СП содержит 34—35 % органических веществ, 60—61 % карбонатов и остальные 5—6 % составляют окислы SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 .

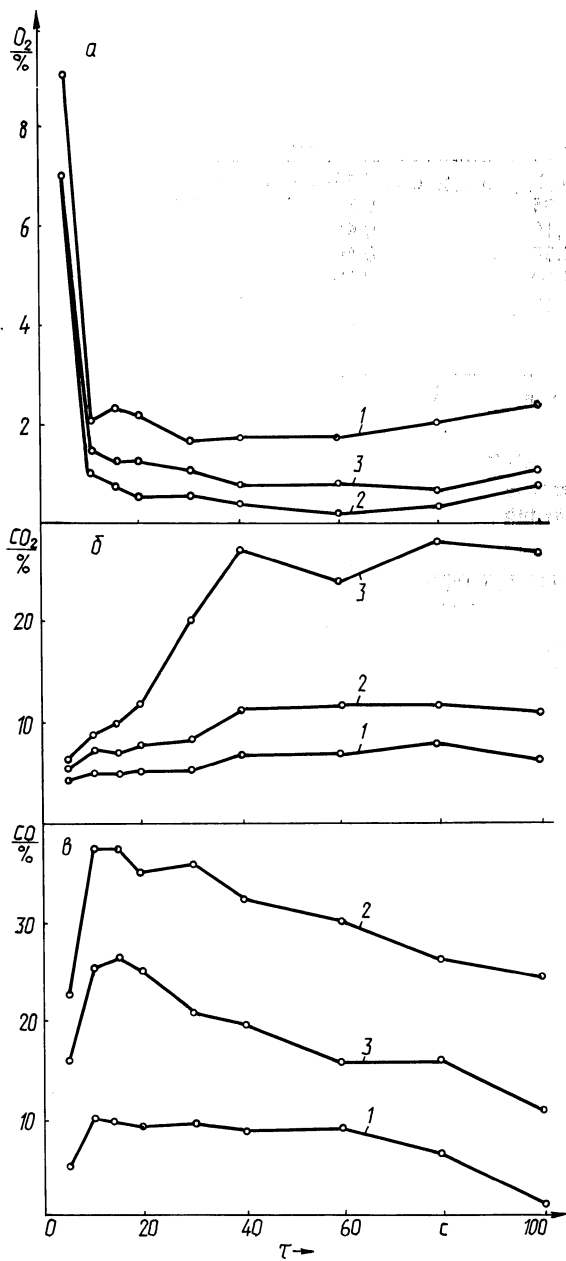


Рис. 1. Влияние состава протиповригарных покрытий на формирование газовой фазы на границе металл-форма

На рис. 1, а—в показано изменение содержания газов, выделяющихся из жидкостекольного стержня и противопригарных покрытий без добавок и с добавками 5 % шунгита или 5 % СП (кривые 1, 2, 3 соответственно) при заливке форм расплавленной сталью 45.

При введении СП в покрытие уровень содержания СО в атмосфере контактной зоны повышается в 2,5, а при введении шунгита — в 3,7 раза по сравнению с исходным, т.е. без добавок. Это объясняется высоким содержанием в исследуемых добавках органических веществ. Увеличение количества СО способствует созданию в контактной зоне восстановительной атмосферы, снижает интенсивность процессов окисления и обезуглероживания поверхности отливки и препятствует протеканию процессов пригарообразования. Аналогичное действие оказывает уменьшение кислорода, содержание которого при использовании органоминеральных добавок падает в 3—5 раз по сравнению с исходным, что связано с активным протеканием процессов термоокисления органических веществ, входящих в состав добавок. Большое количество CO_2 в газах покрытия с СП вызвано высоким содержанием в нем карбонатов, состоящих в основном из кальцита — CaCO_3 , разлагающегося при нагреве.

Проведенные исследования показывают, что, используя в составах противопригарных покрытий органоминеральные добавки, можно добиться эффективного регулирования состава атмосферы в контактной зоне металл—форма и тем самым оказывать влияние на процессы пригарообразования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Харьков М.И., Абашев В.К., Кузин А.В. Влияние атмосферы формы на качество стальных отливок при использовании синтетических смол. — Литейное производство, 1978, № 7, с. 13—15.

УДК 621.745.5

С.С. ГУРИН, канд.техн.наук,
Г.И. КЛЕЩЕНОК (БПИ)

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЧУГУНА МЕТОДОМ ИНЪЕКЦИОННОГО ВВОДА РЕАГЕНТА ПОД ПОВЕРХНОСТЬ РАСПЛАВА

В настоящее время известно большое количество различных методов ввода десульфураторов в жидкий чугун. В промышленности широко используют введение реагента в струе газоносителя через фурму, погружаемую в металл [1]. Для осуществления такого метода необходим определенный газ-носитель (азот, инертные газы). Это в некоторой степени удорожает процесс десульфурации чугуна.

Разработанное устройство (рис. 1) для ввода десульфуратора с размерами гранул до 10 мм в расплав потоком сжатого воздуха позволяет эффективно проводить десульфурацию чугуна непосредственно в тигле индукционной печи. Вдувание гранул реагента под поверхность расплава осуществляется через разгонную трубу 10, нижний конец которой находится на расстоянии 100—120 мм от поверхности металла. Устройство устанавливают таким образом,

чтобы нижний конец разгонной трубы был смещен к периферии тигля. Такая установка обеспечивает большую глубину проникновения частиц десульфуратора под поверхность металла, что связано с захватом вдуваемых частиц индукционными потоками металла, возникающими в тигле печи при ее работе.

Поступление десульфуратора 3 через инъекционный патрубок 2 из дозирующего бункера 6 в смесительную камеру 9 и дальнейшая транспортировка через разгонную трубу 10 в расплав осуществляется потоком сжатого воздуха, подаваемого в смесительную камеру через патрубок 8. Загрузка дозы десульфуратора производится через крышку 5. Бункер в своей нижней части имеет сетку 7 с отверстиями диаметром 1,0–1,5 мм для прохода сжатого воздуха, подаваемого под сетку для создания кипящего слоя десульфуратора. В крышке бункера имеется ряд отверстий, позволяющих нивелировать давление в бункере, что поддерживает гранулы десульфуратора во взвешенном состоянии в течение всего времени работы. Для обеспечения разрежения в полости инъекционной трубы поддерживают значительный перепад давлений между дозирующим бункером и смесительной камерой, что также способствует эффективному поступлению десульфуратора в приемную воронку 1 разгонной трубы. Воронка 4 на инъекционной трубе способствует захвату частиц десульфуратора и создает непрерывный поток вдуваемого реагента.

Проведены экспериментальные плавки с целью десульфурации высокосернистого чугуна непосредственно в тигле индукционной печи с применением

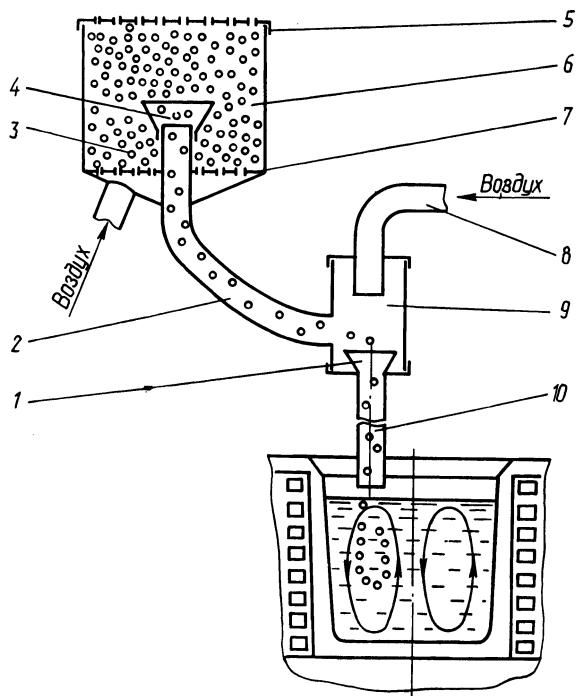
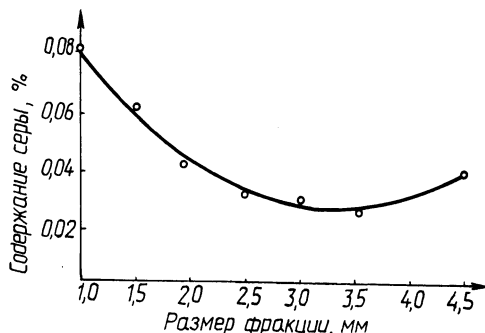


Рис. 1. Схема устройства для десульфурации чугуна непосредственно в тигле индукционной печи

Рис. 2. Влияние размера фракции вводимого десульфуратора на содержание серы в чугуне



разработанного устройства. За одну плавку выплавляли 30 кг чугуна следующего химического состава: 3,45–3,52 % С; 2,14–2,20 % Si; 0,40–0,50 % Mn; 0,11–0,12 % S. Чугун перегревали до температуры 1450–1470 °С. Давление воздуха, подаваемого под сетку дозирующего бункера, изменяли в пределах 0,2–0,4 МПа, а при входе в патрубок 8 соответственно 0,2–0,7 МПа. Расход сжатого воздуха изменялся от 3,25 до 4,65 м³/ч в зависимости от объема вдуваемого десульфуратора. В чугун вводили гранулированный реагент, состоящий из 95 % технического карбида кальция (ТКК) и 5 % плавикового шпата (CaF₂), с добавкой 0,5–0,9 % от массы десульфорируемого металла. Десульфуратор разделили на три фракции по размерам частиц карбида кальция (в мм): 1,0–1,5, 1,75–2,75, 3,00–4,50 соответственно. Полученные результаты (рис. 2) показывают, что наиболее интенсивное обессеривание чугуна наблюдается при вдувании в расплавленный чугун десульфуратора с размером гранул 3,0–3,5 мм, который позволяет им развивать максимальную скорость и проникать на наибольшую глубину в расплавленный металл. При вдувании более мелкой фракции интенсивность десульфурации снижается из-за недостаточной глубины проникновения реагента в расплав. Более крупная фракция также снижает эффективность обессеривания, так как частицы не успевают расплавиться за время всплывания.

Глубину проникновения вдуваемых частиц в расплавленный металл определяли косвенным путем, сопоставляя данные, полученные при вдувании частиц известняка в воду. При определении глубины проникновения частиц десульфуратора в расплавленный чугун принималась во внимание различная плотность воды и жидкого чугуна (1×10^3 и $6,0 \times 10^3$ кг/м³ соответственно), а также небольшие различия в плотностях десульфуратора и известняка. Вязкость воды и жидкого чугуна принималась одинаковой. В зависимости от давления сжатого воздуха, подводимого к патрубку 8, определяли глубину проникновения частиц десульфуратора в расплавленный чугун. Установлено, что последний показатель возрастает с увеличением давления подводимого сжатого воздуха.

ЛИТЕРАТУРА

1. Воронова Н.А. Десульфурация чугуна магнием. — М.: Металлургия, 1980. — 127 с.

Б.И. УВАРОВ,
А.Т. МЕЛЬНИКОВ,
В.Е. ЛИВЕНЦЕВ,
С.Е. ГРИЩЕНКО (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ ДЛЯ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ

Прочность керамических форм зависит от марки применяемого этилсиликата, SiO_2 в связующем, материала огнеупорных наполнителей, способа удаления летучих веществ и др. Все известные решения по упрочнению керамических форм удлиняют цикл их изготовления и не решают в достаточной мере проблемы их удешевления. Целью исследования была разработка новых, более дешевых связующих для керамических смесей и повышение их физико-механических свойств.

В результате проведенной работы найден эффективный и дешевый крепитель (смола древесная холодного отверждения – СДХО), позволяющий замесить до 40 % гидролизованного раствора этилсиликата (ГРЭ) и одновременно резко повысить прочностные свойства керамических форм.

СДХО – вязкая жидкость темно-коричневого цвета, плотность ее составляет 1180–1230 кг/м³, условная вязкость при 20 °С 50–200 с, время отверждения – не более 3 ч. Смола СДХО химически активна, вступает в реакции окисления, полимеризации, конденсации, малотоксична. Хорошо смешиваясь с ГРЭ и частично замещая его, смола образует эмульсию малой вязкости. Суспензия на данном связующем хорошо заполняет модельную оснастку, имеет высокую жидкотекучесть, а форма идеально воспроизводит отпечаток модели.

Керамические смеси готовили следующим образом: в приготовленный ГРЭ вводили расчетное количество СДХО и катализаторов отверждения смолы. После перемешивания засыпали огнеупорный наполнитель, перемешивали 5 мин, вливали гелепобудитель ГРЭ – 20 %-ный раствор NaOH, перемешивали 1 мин и полученную однородную массу заливали в подготовленную формообразующую оснастку. Отверждение керамической суспензии происходило 1–4 мин.

В качестве огнеупорных наполнителей применяли кварцевый песок, маршалит, шамот. Отвердителями смолы служили окислы металлов: MgO, MnO₂, CaO, CrO₃. В зависимости от типа отвердителя и его содержания можно получать различные физико-механические свойства при одном и том же содержании смолы.

При использовании СДХО, хотя она сама имеет термостойкость до 300–350 °С, происходит резкое упрочнение керамики, особенно после прокаливания при 950–1000 °С. Максимальные прочности составили: $\sigma_{\text{сж}} = 13$ МПа, $\sigma_{\text{раз}} = 4$ МПа. По сравнению с обычной керамикой ($\sigma_{\text{сж}} = 1,5–1,8$ МПа, $\sigma_{\text{раз}} = 0,04–0,07$ МПа) прочность керамических форм с новым связующим возрастает в 7–10 раз при сжатии и более чем в 50 раз при разрыве.

Механизм упрочнения предположительно связан со взаимодействием свободных радикалов смолы со структурными цепями ГРЭ и коксованием твер-

дого остатка смолы. Высокая прочность керамических форм позволяет сократить расход смеси за счет снижения толщины стенки формы. Увеличение содержания СДХО от 10 до 40 % приводит также к изменению структуры керамики. Наблюдается постепенный переход от глубокой крупностолбчатой структуры к зернистой. При прочности $\sigma_{\text{раз}} \leq 0,3$ МПа для керамики характерен традиционный крестообразный вид излома, при прочности $\sigma_{\text{раз}} \geq 2$ МПа структура имеет плотное зернистое строение: излом ровный, без заметных углублений.

Применение СДХО приводит к снижению общей стоимости связующего на 30–40 %, так как стоимость 1 т ЭТС – 1430 руб., а 1 т СДХО – 300 руб. Отливки, полученные в формы из разработанных керамических смесей с добавкой СДХО, имеют чистоту поверхности не ниже 4–6-го класса точности.

Таким образом, смола древесная холодного отверждения может быть применена в литейном производстве в качестве частичного заменителя гидролизованного раствора этилсиликата.

УДК 621.742.55

А.А. КЛЫШКО,
В.В. ШЕВЧУК, канд.хим.наук,
Н.П. ТАРЛЕЦКИЙ,
Г.Н. ДРОБЕНКОВА (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССА РЕГЕНЕРАЦИИ ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Ежегодно для изготовления форм и стержней при производстве отливок расходуется более 20 млн. т кварцевых формовочных песков, расход которых можно сократить, применяя различные методы регенерации.

В данной работе предлагается метод интенсификации процесса гидрогенерации, заключающийся в использовании энергии ультразвуковых колебаний для разрушения и растворения поверхностных пленок жидкого стекла на зернах регенерируемого песка.

Исследования проводились на установке (рис. 1), состоящей из технологической камеры 1, магнитострикционного преобразователя ПМС-15М-18 2, генератора УЗГ-10У 3, бачка 4 с мешалкой 5 для приготовления водно-песчаной пульпы. Технологическая камера 1 представляет собой сферическую емкость объемом 900 см³, к верхней части которой крепится излучатель магнитострикционного преобразователя. В нижней части камеры 1 установлен сливной кран. Пульпа из бачка 4 подается в камеру через стеклянную трубку 6. Частота ультразвуковых колебаний контролировалась частотомером ЧЗ-24.

Для исследования влияния ультразвуковых колебаний на процесс гидрогенерации использовалась жидкостекольная смесь, состоящая из 94 % кварцевого песка 1К02Б и 6 % жидкого натриевого стекла (γ – 1430 кг/м³, М-2,8).

Из смеси изготавливались образцы, которые продувались СО₂ в течение 1 мин, а затем прокаливались в печи при $T = 800$ °С в течение 40 мин. После

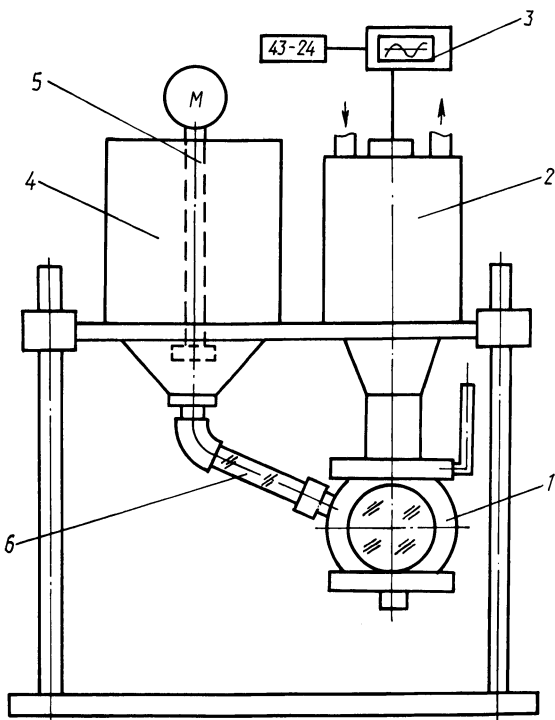


Рис. 1. Схема лабораторной установки

этого образцы измельчались, полученная смесь просеивалась через сито 1 мм и из нее приготавливалась водно-песчаная пульпа (соотношение Т:Ж – 1:6). Обработка велась по трем временным режимам: 1, 5 и 9 мин, при частоте ультразвуковых колебаний $f = 18,2$ кГц. Эта частота была выбрана как резонансная (т.е. наиболее эффективная) для нашей конструкции волновода и соответствовала следующим показателям приборов генератора: $U_{вх} = 6$ кВ, $U_{вых} = 450$, $I_{п} = 24$ А, $I_{а} = 0,6$ А, $I_{с} = 420$ А.

Как видно из данных, представленных на рис. 2, ультразвуковая регенерация является эффективным методом восстановления химического состава кварцевой основы песка. Так, содержание SiO_2 в песке, обработанном ультразвуком в течение 1 мин, увеличивается с 94 до 97 %, глинистая состав-

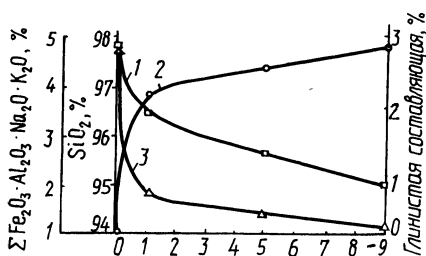


Рис. 2. Зависимость влияния времени обработки ультразвуком на химический состав регенерируемой смеси ($f = 18,2$ кГц):

1 – глинистая составляющая; 2,3 – соответственно содержание кремнезема и примесей

ляющая снижается с 3 до 2 %, содержание вредных примесей Al_2O_3 , Fe_2O_3 , Na_2O , K_2O уменьшается с 5 до 2 %.

Результаты исследований предполагают возможность получения регенерата, который является полноценным заменителем кварцевого песка. Это подтвердилось после проведения испытаний смеси, содержащей 94 % регенерата и 6 % жидкого стекла, отверждаемой углекислым газом. Установлено, что прочность смеси на основе регенерата, прошедшего ультразвуковую обработку в течение 5 мин, возрастала на 25–30 %, а осыпаемость уменьшалась в 2–3 раза по сравнению со смесью на необработанном песке.

Полученные в лабораторных условиях результаты позволили сконструировать промышленную установку ультразвуковой регенерации жидкостекольных смесей.

УДК 621.74

Э.А. ГУРВИЧ, канд.техн.наук.

Н.П. ЖВАВЫЙ,

Н.П. ЖМАКИН, канд.техн.наук (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФОРМЫ НА ГЛУБИНУ ОТБЕЛА ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ

Известны различные методы получения чугунных отливок без отбела: использование различных термоизоляционных покрытий рабочей поверхности формы, модифицирование металла перед заливкой и т.д. [1, 2].

В настоящей работе изучались влияние толщины покрытия кокиля на глубину отбела и факторы, его обуславливающие.

Исследования проводились при литье плоских чугунных отливок толщиной 5, 10 и 20 мм в стальной кокиль с различными геометрическими параметрами по толщине, ширине и высоте. Начальная температура кокиля $T_{нач} = 300$ °С. В кокиль заливался серый чугун следующего химического состава: С = 3,3–3,5 %; Мп = 0,6–0,9 %; Si = 1,8–2,2 %; Cr = 0,08–0,1 %; Ni = 0,07–0,09 %; P = 0,06–0,09 %; S = 0,06–0,09 %. Температура металла перед заливкой составляла 1320 °С.

В процессе экспериментов измерялись температуры на поверхностях полужонок, газовый зазор между отливкой и кокилем. Глубина отбела определялась по излому отливки в центральном сечении. Искусственный газовый зазор создавался при раннем раскрытии кокиля.

Результаты влияния толщины стенки кокиля на глубину поверхностного отбела представлены на рис. 1. Видно, что при увеличении соотношения толщины отливки и формы относительная глубина отбела уменьшается. Это обусловлено тем, что в процессе затвердевания отливки кокиль с момента заливки резко деформируется в сторону отливки. При выравнивании температур поверхностей изгиб кокиля уменьшается, что в конечном счете приводит к образованию естественного газового зазора, определяющего теплообмен между отливкой и металлической формой. Увеличение термического сопротивления

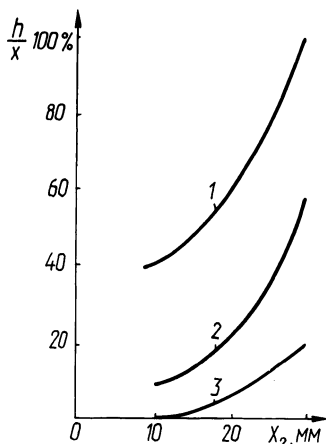


Рис. 1. Влияние толщины кокиля на глубину отбела отливки:

1 — $2X_1 = 5$ мм; 2 — $2X_1 = 10$ мм; 3 — $2X_1 = 20$ мм

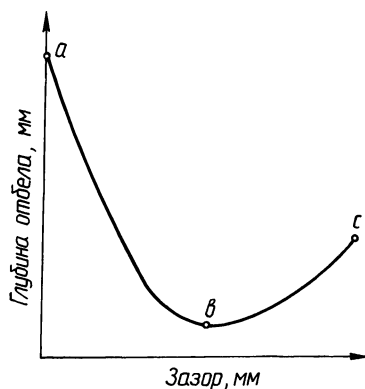


Рис. 2. Зависимость глубины отбела чугуновой отливки от размера искусственного газового зазора

приводит к уменьшению объемной скорости затвердевания или, применительно к отбелу, — уменьшению его глубины. Из теории упругости известно, что важнейшими факторами, влияющими на прогиб металлической пластины при одних и тех же температурных нагрузках на ее поверхности, являются геометрические размеры пластины.

Таким образом, увеличение толщины формы, кроме дополнительного теплоаккумулирующего эффекта, приводит к более интенсивному теплообмену и за счет уменьшения естественного газового зазора. Этот совместный эффект создает условия формирования отбела на большую глубину.

В работе показана возможность управления отбелом за счет создания искусственного газового зазора в момент образования достаточно прочной корки отливки.

Характер зависимости глубины отбела от размера искусственного газового зазора показан на рис. 2. Видно, что увеличение искусственного газового зазора сначала приводит к резкому уменьшению глубины отбела (участок а, b), а затем к незначительному его увеличению (участок b, c).

Смещение точки b в сторону увеличения или уменьшения газового зазора определяется величиной конвективной составляющей коэффициента теплопередачи от отливки к форме, имеющей место при зазорах более 2 мм [1].

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. — Минск: Вышшк., 1977. — 204 с. 2. Г у р в и ч Э.А., Ж в а в ы й Н.П. Исследование процесса изготовления чугуновых отливок при литье в кокиль. — В кн.: Металлургия. Минск: Вышшк., 1982, вып. 16, с. 93–94.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМА ЗАВОДСКОГО КОКИЛЯ

Для разработки схемы искусственного охлаждения был проведен теоретический и экспериментальный анализ кокиля (деталь К73-100) для условий Слуцкого завода "Эмальпосуда". На основе математической модели процесса [1] разработана программа и алгоритм расчета. В результате расчета были получены температурные поля отливки и кокиля, а также исследованы различные начальные температуры кокиля и широкий интервал толщин слоя защитного покрытия. Экспериментальные исследования проводились с помощью хромельалюмелевых термопар, установленных по объему кокиля и отливки. Сравнение расчетных и экспериментальных данных показало их удовлетворительное совпадение.

Изотермы, построенные по данным расчета, приведены на рис. 1. Анализ показывает, что в результате значительной разнотолщинности верхней и нижней полуформ наблюдается заметное различие в их тепловых режимах. Особенностью теплового режима является разогрев нижней полуформы к моменту времени выбивки отливки. Температуры внешней и рабочей поверхностей нижней полуформы выравниваются после 60 с, затем происходит охлаждение до начальной температуры. Температура внешней поверхности верхней полуформы практически не изменяется в течение всего процесса и остается близкой к начальной. Результатом этого является сохранение более длительного времени перепадов по сечению верхней полуформы. Температура рабочей поверхности верхней полуформы понижается быстрее, чем нижней в результате перераспределения температур за счет процесса теплопроводности.

Повышение начальной температуры кокиля от 200 до 350 °С ведет к увеличению максимальной температуры на рабочей поверхности от 355 до 485 °С (толщина слоя защитного покрытия — 0,3 мм). Поскольку повышение температуры чугуна кокиля может привести к росту графита и снижению стойкости формы, начальная температура перед заливкой поддерживалась в интервале 250–300 °С. Рост начальной температуры кокиля увеличивает время затвердевания и охлаждения отливки и уменьшает глубину отбела. При этом увеличивается время цикла, т.е. снижается производительность труда.

Толщина слоя защитного покрытия, обладающего значительным термическим сопротивлением, оказывает значительное влияние на тепловой режим формы и на получение тонкостенной чугунной отливки без отбела поверхностных слоев. Для получения структуры отливки без отбела необходимо создавать слой (для заводской краски) не менее 0,4 мм. Однако в заводских условиях сложно поддерживать постоянную толщину слоя защитного покрытия по всей рабочей поверхности полуформы. Поэтому была разработана технология создания постоянного алитированного защитного слоя, обеспечивающего равномерный и стабильный тепловой режим кокиля.

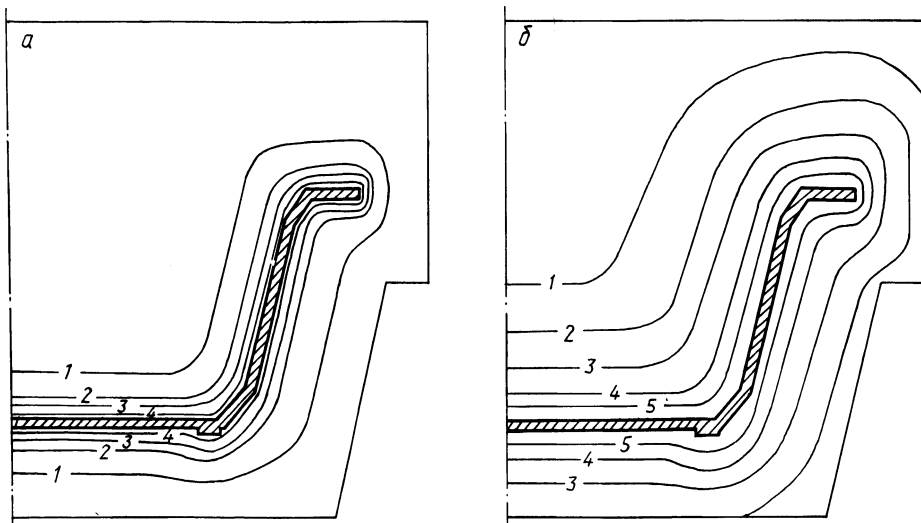


Рис. 1. Температурное поле кокиля при начальной температуре 200 °С:
 а — через 3 с после заливки; б — через 20 с после заливки; 1 — 200 °С; 2 — 218; 3 — 236; 4 — 291; 5 — 327 °С

На основе теоретического и экспериментального анализа были подготовлены рекомендации, которые использовались при разработке конструкции охлаждаемого чугуночного кокиля для детали (ККЧ 002.000). Разработанная технология позволила получить тонкостенные чугуночные отливки в охлаждаемом кокиле с защитными алитированными покрытиями без отбела поверхностных слоев. Технологический цикл подготовки кокиля был сокращен почти в два раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Калининко А.С., Княжище М.А., Кравченко Е.В. Расчет процесса затвердевания тонкостенной отливки в массивном кокиле. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1983, вып. 17, с. 29–30.

УДК 621.74

Р.И. ЕСЬМАН, канд. техн. наук,
 Н.П. ЖВАВЫЙ,
 Е.С. МАТЮШ (БПИ)

РАСЧЕТ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

В предложенной методике решение упругопластической задачи приводится к решению интегральных уравнений. Простота решения зависит от сложности полученного температурного поля. Если использовать методику, предложенную в [1], и рассматривать линейное упрочнение, то напряжения могут

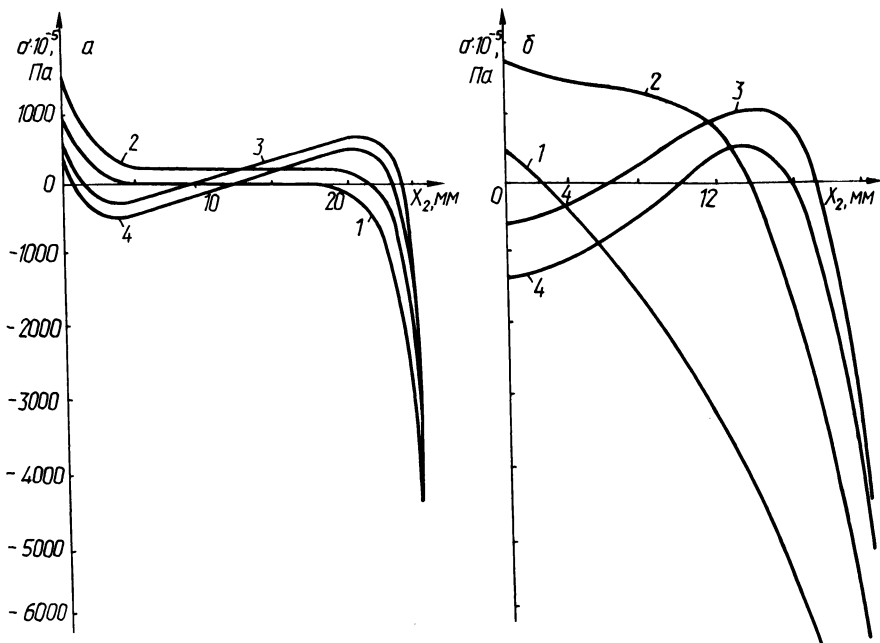


Рис. 1. Распределение напряжений по толщине стенки пресс-формы ($T_2 = 250^\circ\text{C}$; $T_{\text{зал}} = 620^\circ\text{C}$):

а - $a = 6000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \text{ К})$; $2X_1 = 2,5 \text{ мм}$; $X_2 = 26,5 \text{ мм}$; б - $a = 1000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \text{ К})$; $2X_1 = 15,5 \text{ мм}$, $X_2 = 20 \text{ мм}$; 1 - заземленная пластина; 2 - запрещен изгиб; 3 - свободная пластина; 4 - запрещено расширение-сжатие

быть получены в замкнутом виде. В отличие от закона Дюгамеля-Неймана связь между напряжениями и деформациями представим в виде

$$\epsilon_{ij} - \epsilon_{ij}^p = \frac{(1 + \nu) \sigma_{ij}}{E} - \nu \frac{\sigma_{kk}}{E} \sigma_{ij} + \alpha (T - T_0) \sigma_{ij}. \quad (1)$$

Используя уравнения совместности равновесия, гипотезу Кирхгофа-Лява и приведенное уравнение (1) для интересующего нас случая, получим

$$\epsilon_{12} = 0; \epsilon_{11} = \epsilon_{22} = -\alpha T + F_1(x_3, T) + F_2(x_3, T) \int \frac{E}{1-\nu} \epsilon_p dx_3 + F_3(x_3, T) \int \frac{E}{1-\nu} \epsilon_p x_3 dx_3,$$

где F_1 , F_2 и F_3 - функции только x и T , а интегралы берутся по толщине формы. Так как $\epsilon_p = \epsilon_p(\epsilon...)$, то получим интегральное уравнение. Алгоритм решения такого уравнения разработан, составлена ФОРТРАН-программа. Решение упругопластической задачи реализована на ЭВМ "БЭСМ-6".

На рис. 1 приведены термоупругие решения для различных случаев закрепления краев постоянной формы, интенсивности внешнего охлаждения, толщин $2X_1, X_2$.

Анализ численных экспериментов показывает, что интенсивность внешнего охлаждения формы незначительно влияет на максимальные деформации рабочей поверхности формы, но приводит к появлению растягивающих напряжений на наружной поверхности формы.

Все практически важные случаи заливки алюминия вызывают пластическое течение. Хотя упругопластическое решение получено не для всех случаев закрепления пластин, для заземленных пластин можно провести расчет на стойкость. Размах пластической деформации $\Delta \epsilon_p = (1 - \Lambda) [\alpha (T_{\max} - T_{\min}) - \epsilon_T (T_{\min}) - \epsilon_T (T_{\max})]$. По формуле Коффина [2]

$$N_f = \left(\frac{c}{\Delta \epsilon_p} \right)^2,$$

где N_f — число циклов до разрушения; c — константа (для данного материала) $c \approx -\ln(1 - \psi)$, где ψ — характеристика пластичности.

Значения теплофизических характеристик и механических констант для различных материалов приведены в [2, 3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ротенберг В.Е. Анализ динамических явлений в одной задаче термоупругости. — В кн.: Материалы секции теоретической и прикладной механики. Минск: БПИ, 1970, с. 103–108.
2. Горюков И.И. Пресс-формы для литья под давлением. — Л.: Машиностроение. — 256 с.
3. Казанцев Е.И. Промышленные печи. — М.: Металлургия, 1975. — 368 с.

УДК 621.74

Э.А. ГУРВИЧ,

Р.И. ЕСЬМАН, канд-ты техн.наук,

Э.Д. СЫЧИКОВ (БПИ)

К ВЫБОРУ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАСПОЛОЖЕНИЯ КАНАЛОВ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРЕСС-ФОРМ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Экспериментальные исследования проводились на плоских пресс-формах с толщинами охлаждаемых стенок от 10 до 30 мм. В качестве материала отливок использовался сплав АЛ2, заливаемый при температуре 630 °С. Рабочая поверхность пресс-форм, покрываемая перед впрыском металла слоем специальной смазки с термической проводимостью, равной 5×10^4 Вт/(м²·К), в момент впрыска имела температуру 250 °С. Для выхода на квазистационарный режим пресс-форма предварительно разогревалась до температуры 320–330 °С, затем включался соответствующий режим охлаждения,

и в момент достижения рабочей поверхностью температуры, равной 250°C (осуществилось перераспределение температуры в стенке формы, аналогичное начальному при квазистационарном режиме литья), производился впрыск. Скорость теплоносителей в проведенных экспериментах составляла $0,45\text{ м/с}$.

На рис. 1 показана зависимость цикла отливки (суммарное время снятия теплоты перегрева, затвердевания и охлаждения отливки до температуры выбивки) разной толщины от расстояния охлаждающих каналов до рабочей поверхности при использовании в качестве теплоносителей воды, масла ТСКП-30 в сравнении с естественным охлаждением при толщине стенки пресс-формы, равной расстоянию от канала до рабочей поверхности.

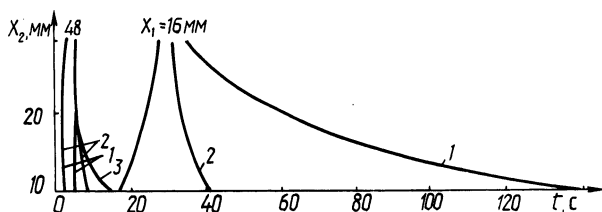


Рис. 1. Зависимость цикла отливки от расстояния охлаждающих каналов до рабочей поверхности пресс-формы ($T_{2\text{нач}} = 250^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{зал}} = 630^{\circ}\text{C}$):

1 — естественное охлаждение; 2 — охлаждение маслом; 3 — охлаждение водой

Как видно из графиков, при любой интенсивности охлаждения существует определенная толщина стенки пресс-формы для каждой толщины отливки, выше которой применение принудительного охлаждения практически не оказывает влияния на время формирования последней. Видно также, что максимальная толщина стенки пресс-формы при различных режимах охлаждения обуславливает определенное время затвердевания и охлаждения отливки до температуры выбивки, близкое по глубине аналогичному в условиях естественного охлаждения отливки до температуры выбивки в пресс-форме оптимальной толщины. Это можно объяснить совместным действием теплоаккумулирующего эффекта пресс-формы и принудительного ее охлаждения различными по интенсивности воздействия теплоносителями.

Приведенные данные показывают, что при литье под давлением сложных (разнотолщинных) отливок можно регулировать процесс формирования различных по массе элементов путем рационального выбора теплоносителя и глубины расположения каналов охлаждения.

III. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 546.77.281

Л.С. ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук,
Э.Д. ЩЕРБАКОВ, канд.техн.наук,
В.Г. БОРИСОВ,
В.А. ВЕЙНИК (БПИ)

ЖАРОСТОЙКОСТЬ АЛЮМИНИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ

Алитирование является одним из основных процессов для защиты сталей от высокотемпературного окисления в статических условиях. В работе исследовано влияние состава насыщающей смеси и температуры химико-термической обработки (ХТО) на процесс формирования алюминидных покрытий и сопротивление высокотемпературному окислению в сочетании с термическими ударами.

Цилиндрические образцы технического железа и сталей 45, 12Х18Н10Т и 10Х23Н18 диаметром 10 мм и длиной 20 мм алитировали в смесях состава $a\% \text{Al} + (99 - a)\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 1\% \text{NH}_4\text{Cl}$ при температурах 1000 и 1100 °С в течение 5 ч. Содержание алюминия в смесях составляло 0, 5, 10, 20, 30, 50 %. Наличие в смесях более 20 % алюминия марки ПА-4 приводило к значительному увеличению размеров образцов и искажению их формы. Получаемые слои легко скалывались при механических и термических ударах. Для дальнейших исследований содержание алюминия в смесях изменяли в пределах 0–20 %. Диффузионные алитированные слои в хромоникелевых сталях состоят из зоны алюминидов $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_m \text{Al}_n$ и зоны столбчатых кристаллов α -твердого раствора.

Испытания на жаростойкость в сочетании с термическими ударами выполнялись в воздушной атмосфере печи при температуре 1000 °С по следующему режиму: нагрев до 1000 °С за 5 мин, выдержка при этой температуре 5 ч, затем охлаждение в воде. Через 5, 10, 20, 30, 50, 75, 100 ч испытаний образцы взвешивались. Для исследования сопротивления циклическому окислению выбраны составы с 1 %, 5 и 10 % алюминия в смеси, позволяющие получить хорошее качество поверхности покрытий. Кривые жаростойкости приведены на рис. 1. Увеличение массы образцов, которое наблюдается для некоторых режимов насыщения, объясняется образованием на поверхности покрытий плотных нескалывающихся окисных пленок, надежно защищающих стали от окисления. Уменьшение массы происходит за счет сколов участков покрытия и отслаивания окалины.

Алитирование стали 12Х18Н10Т при температуре 1000 °С позволяет повысить сопротивление термическим ударам уже при 1 % Al в насыщающей среде.

Однако небольшое количество алюминия в покрытии приводит уже через 10 ч к потемнению поверхности образца, появлению окалины и ее скалыванию. Покрытие теряет свои защитные свойства через 20 ч испытаний (рис. 1, а). Увеличение содержания алюминия в смеси до 5 % приводит к росту толщины зоны алуминидов Fe_2Al_5 , обладающих высокой хрупкостью, и их скалыванию за первые 10–20 ч испытаний. После этого защитные свойства обеспечиваются преимущественно зоной $FeAl$. Защитные свойства покрытия сохраняются после 100 ч испытаний. Наличие в порошковой смеси 10 % алюминия

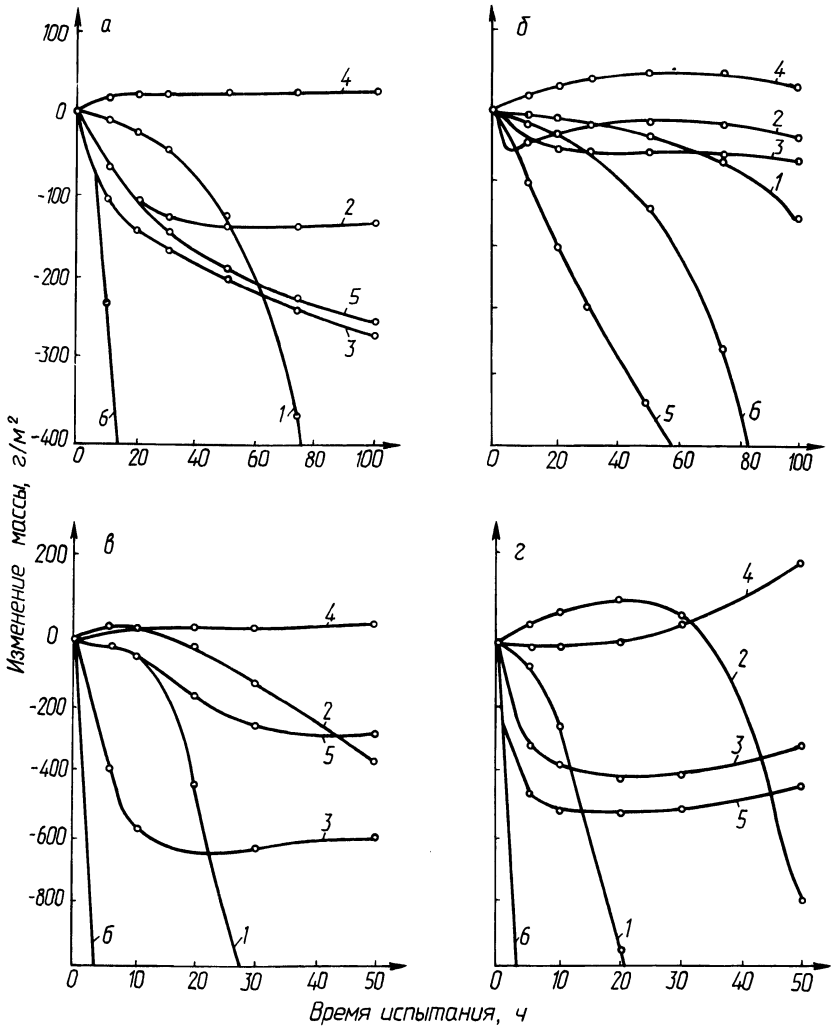


Рис. 1. Жаростойкость алитированных сталей при циклических испытаниях (температура испытаний $1000^{\circ}C$):
 а–г – соответственно стали 12Х18Н10Т, 10Х23Н18, техническое железо, сталь 45; 1 – 1 % Al, 2 – 5 % Al, 3 – 10 % Al ($t_{нас} = 1000^{\circ}C$); 4 – 5 % Al ($t_{нас} = 1100^{\circ}C$); 6 – без ХТО

(температура насыщения 1000 °С) приводит к значительному росту толщины диффузионного слоя, причем преимущественно растет зона алюминидов Fe_2Al_5 , обладающих высокой хрупкостью. При испытаниях таких покрытий наблюдаются значительные сколы с поверхности образцов.

Как видно из рис. 1, а, максимальные защитные свойства обеспечиваются при алитировании в среде с 5 % Al при 1100 °С. Наличие на поверхности пластичного слоя FeAl толщиной более 100 мкм, хорошо связанного с основой, обеспечивает достаточную для длительного срока службы концентрацию алюминия на поверхности. Покрытия, полученные при насыщении в порошковой среде с 10 % Al и температуре 1100 °С, обладают высокой хрупкостью, что приводит к сильным сколам с поверхности образца при резком охлаждении.

Для стали 10X23H18 хорошие результаты дает алитирование в средах с 5 и 10 % Al при 1000 °С, а также с 5 % алюминия при 1100 °С (рис. 1, б), а для технического железа – насыщение при 1100 °С в смеси с 5 % Al (рис. 1, в).

Исследования сопротивления термическим ударам алитированной стали 45 (рис. 1, г) показывают, что использование сталей, претерпевающих мартенситное превращение, нецелесообразно, так как большое изменение объема при быстром охлаждении приводит к появлению трещин в покрытии и последующему окислению через образовавшиеся трещины.

УДК 621.785.5

Л.С. ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук,

Б.С. КУХАРЕВ,

Н.Г. КУХАРЕВА, канд-ты техн.наук,

А.М. ИСЛАМОВ (БПИ)

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ХРОМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ

В настоящей работе представлены результаты сравнительной оценки коррозионной стойкости диффузионных покрытий на основе хрома в 10 %-ном водном растворе азотной кислоты с использованием гравиметрического метода [1], метода съемки поляризационных кривых [2], метода Оулдхэма и Мансфелда [3] и метода четырех точек [3].

Диффузионное насыщение стали У8 осуществлялось из порошковых насыщающих сред на основе хрома; хрома и кремния; хрома, кремния и молибдена (табл. 1). Диффузионная обработка осуществлялась при температуре 900 °С в течение 4 ч.

Сталь У8 перед ХТО подвергалась гальваническому никелированию на толщину никелевого слоя 14 мкм.

Результаты измерений указанными методами коррозионной стойкости в азотной кислоте предварительно никелированной стали У8, подвергнутой диффузионной обработке, представлены на рис. 1–3.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о возможности сравнительной оценки: коррозионной стойкости по любой из используемых

Т а б л и ц а 1. Составы насыщающих сред

Состав насыщающей смеси, % по массе

49 % Al_2O_3 + 37,5 % Cr_2O_3 + 12,5 % Al + 1 % NH_4Cl
48 % Al_2O_3 + 7,5 % Al + 34 % Cr_2O_3 + 8,5 % CaCu + 1 % NH_4Cl + 1 % KBF_4
48 % Al_2O_3 + 7,5 % Al + 34 % Cr_2O_3 + 2,12 % MoO_3 + 6,38 % CaCu + 1 % NH_4Cl + 1 % KBF_4
48 % Al_2O_3 + 7,5 % Al + 34 % Cr_2O_3 + 4,25 % MoO_3 + 4,25 % CaCu + 1 % NH_4Cl + 1 % KBF_4
48 % Al_2O_3 + 7,5 % Al + 34 % Cr_2O_3 + 5,52 % MoO_3 + 2,98 % CaCu + 1 % NH_4Cl + 1 % KBF_4
48 % Al_2O_3 + 7,5 % Al + 34 % Cr_2O_3 + 6,37 % MoO_3 + 2,13 % CaCu + 1 % NH_4Cl + 1 % KBF_4

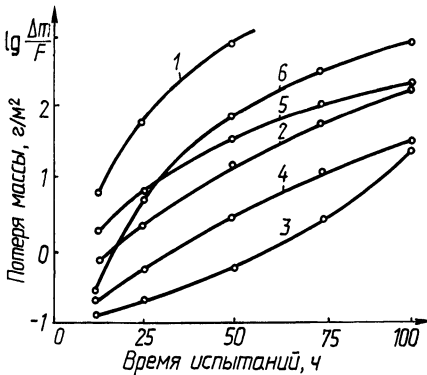


Рис. 1. Сравнительная коррозионная стойкость исследуемых диффузионных покрытий с использованием гравиметрического метода испытаний

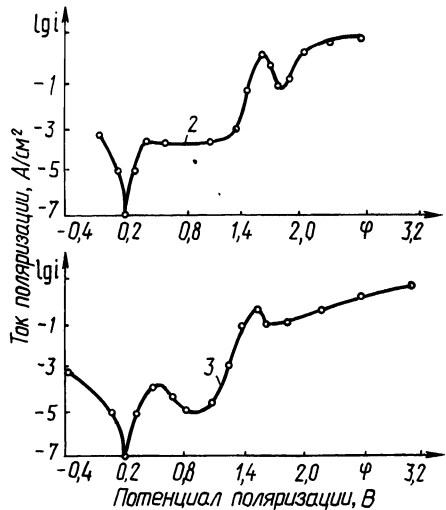


Рис. 2. Потенциодинамические поляризационные кривые для стали У8 в 10 %-ном водном растворе азотной кислоты с диффузионными покрытиями на основе хрома и кремния (2); хрома, кремния и молибдена (3)

методик, так как результаты, полученные с использованием электрохимических методов исследования [2, 3], полностью согласуются между собой и подтверждаются гравиметрическим методом испытаний. Для получения сравнительной оценки коррозионной стойкости диффузионных слоев предпочтение следует отдать методам Оулдхэма и Мансфелда и четырех точек, ввиду небольшой продолжительности их осуществления по сравнению с гравиметрическим методом и методом съемки поляризационных кривых.

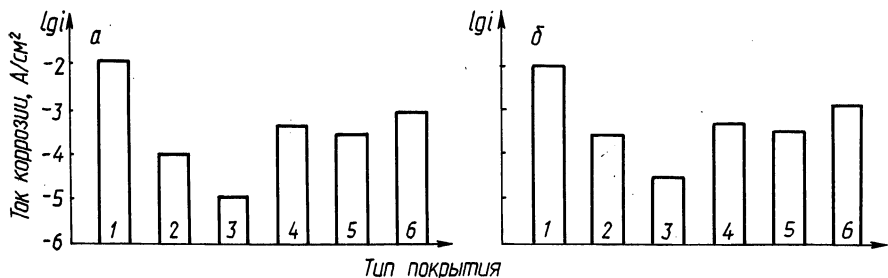


Рис. 3. Сравнительная коррозионная стойкость диффузионных покрытий по методу Оулдхема и Мансфелда (а) и методу четырех точек (б)

ЛИТЕРАТУРА

1. Романов В.В. Методы исследования коррозии металлов. — М.: Металлургия, 1965. — 260 с.
2. Фрейман Л.И., Макаров В.А., Брыксин И.Е. Потенциостатические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите. — Л.: Химия, 1972. — 240 с.
3. Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее /Под ред. В.С. Синявского. — М.: Металлургия, 1980, т. 6. — 270 с.

УДК 621.793.6

Л.Г. ВОРОШНИН, д-р техн.наук,
В.В. ГОЯН (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ И ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В АТМОСФЕРНЫХ УСЛОВИЯХ

Для защиты железоуглеродистых сплавов от атмосферной коррозии наибольшее промышленное применение нашли алюминиевые и цинковые покрытия, в том числе и диффузионные [1–3].

Нами исследована возможность повышения их коррозионной стойкости за счет легирования такими элементами, как никель, хром, медь, титан, марганец и др. Указанные элементы при объемном легировании повышают коррозионную стойкость углеродистых сталей в атмосферных условиях.

Эксперименты выполнены на стали 45. ХТО образцов осуществляли в порошковых смесях на основе алюминия или цинка с добавкой оксида алюминия и соответствующего легирующего элемента. В качестве активатора процесса использовали хлористый аммоний (NH_4Cl). Насыщение проходило в контейнерах с плавким затвором: литирование — при температуре 950°C в течение 4 ч, цинкование — при температуре 500°C в течение 4 ч.

Образцы с покрытиями испытывали на коррозионную стойкость в камере солевого тумана при температуре 20°C и относительной влажности 95 % в течение 500 ч. Трехпроцентный раствор NaCl впрыскивали в камеру один раз в сутки в течение 5 мин. Коррозионную стойкость оценивали по потере массы, отнесенной к единице поверхности образца за принятое время испытания.

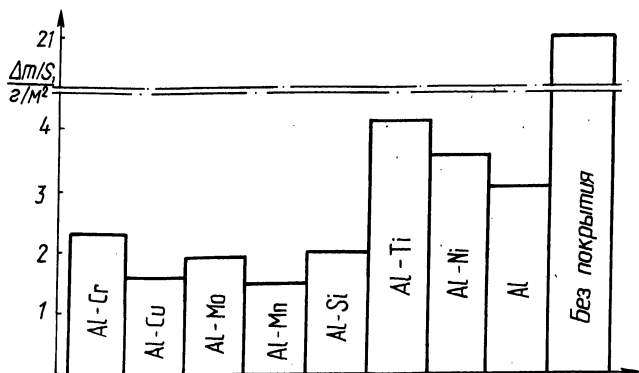


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость алитированной стали 45 ($t = 950^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{нас}} = 4$ ч; $\tau_{\text{исп}} = 500$ ч)

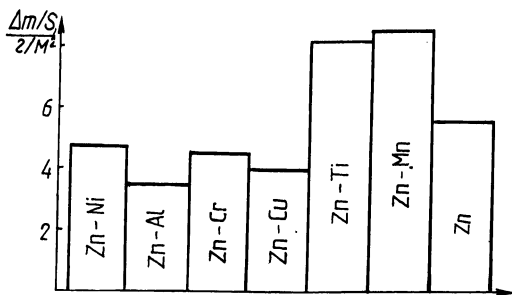


Рис. 2. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость цинкованной стали 45 ($t = 500^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{нас}} = 4$ ч; $\tau_{\text{исп}} = 500$ ч)

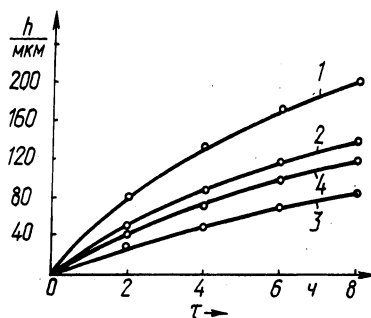


Рис. 3. Влияние легирующих элементов на толщину цинкового слоя на стали 45 ($t = 500^\circ\text{C}$); номера кривых на рис. 3 соответствуют составам насыщающих сред табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Влияние условий цинкования на коррозионную стойкость стали 45 в атмосферных условиях

Состав насыщающей среды, % по массе	Режим насыщения		Потеря массы ($\text{г}/\text{м}^2$) за время испытания				
	$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	100	200	300	400	500
50 % Zn + 48 % Al_2O_3 + 2 % NH_4Cl	500	4	1,0	2,5	3,5	4,5	5,5
45 % Zn + 48 % Al_2O_3 + 5 % Al + 2 % NH_4Cl	500	4	0,5	1,5	2,0	3,0	3,5
45 % Zn + 48 % Al_2O_3 + 5 % Cu + 2 % NH_4Cl	500	4	0,5	1,5	2,5	3,0	4,0
41 % Zn + 48 % Al_2O_3 + 4,5 % Al + 4,5 % Cu + 2 % NH_4Cl	500	4	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
Без покрытия	—	—	4,0	9,0	13,0	17,0	21,0

Сравнительные данные по коррозионной стойкости алюминиевых легированных покрытий приведены на рис. 1.

Добавки в алирующую смесь кремния, молибдена, меди и марганца повышают коррозионную стойкость алюминиевых покрытий в 2–4 раза.

Аналогичные данные для цинковых покрытий приведены на рис. 2. В этом случае положительное влияние на коррозионную стойкость цинковых покрытий оказывают медь и алюминий, которые повышают коррозионную стойкость цинкового покрытия примерно в 1,5 раза. Легирование цинкового покрытия одновременно медью и алюминием повышает его коррозионную стойкость в 2,2 раза (табл. 1).

Эффект повышения коррозионной стойкости алюминиевых и цинковых покрытий можно отнести только за счет легирования, так как легирующие элементы уменьшают толщину диффузионных слоев (рис. 3).

Оптимальные составы насыщающих смесей (табл. 1) уточнялись с использованием математического планирования эксперимента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Похмурский В.И., Далисов В.Б., Голубец В.М. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. – Киев: Наук. думка, 1980. – 187 с.
2. Проскуркин Е.В., Горбунов Н.С. Диффузионные цинковые покрытия. – М.: Металлургия, 1972. – 248 с.
3. Рябов В.Р. Алитирование стали. – М.: Металлургия, 1973. – 240 с.

УДК 539.219.3

Л.Г. ВОРОШНИН, д-р техн.наук,
Е.М. БЛОХ (БПИ)

ЧИСЛЕННЫЕ РАСЧЕТЫ ДИФФУЗИОННОГО РОСТА КАРБИДОВ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

В [1] разработана математическая модель диффузионных процессов в двухфазной системе трехкомпонентного сплава Fe–Me–C. В ней используется модель роста частицы новой фазы в элементарной сферической ячейке [2]. Как показано в [1], изменение радиуса частицы описывается уравнениями

$$(C_1^I - C_1^R) R \frac{dR}{dt} = [\tilde{D}_{11}(C_1 - C_1^R) + \tilde{D}_{12}(C_2 - C_2^R)] \frac{1}{W}; \quad (1)$$

$$(C_2^I - C_2^R) R \frac{dR}{dt} = [\tilde{D}_{21}(C_1 - C_1^R) + \tilde{D}_{22}(C_2 - C_2^R)] \frac{1}{W}; \quad (2)$$

$$W = 1 - \frac{3(1 + R/R_*) (R/R_*)}{2[1 + R/R_* + (R/R_*)^2]}$$

Здесь R – радиус частицы; R_* – радиус ячейки; $\tilde{D}(i, j = 1, 2)$ – коэффициенты взаимной диффузии; C_1, C_2 – средние концентрации углерода и металла в твердом растворе; C_1^R, C_2^R – концентрации элементов в растворе, граничащем

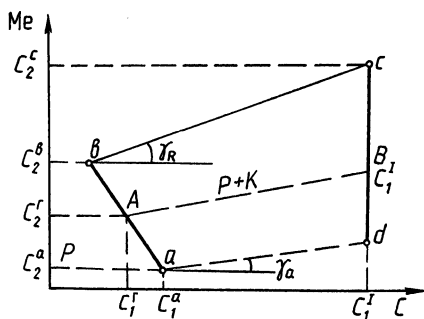


Рис. 1. Двухфазная область А (аустенит + К (карбид))

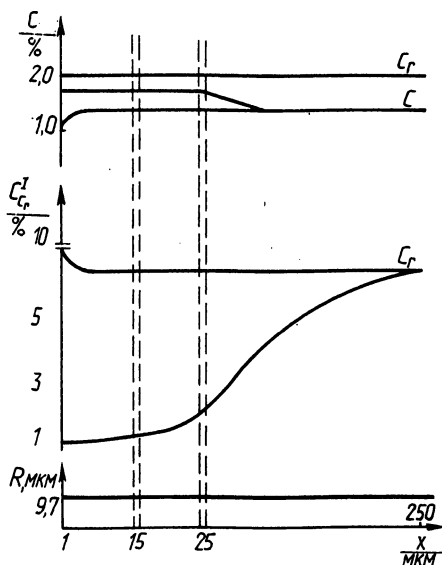


Рис. 2. Распределение углерода и хрома при 800°C в атомных процентах

с частицей; C_1^I, C_2^I — концентрации элементов в частице. Значения $C_1^G, C_2^G, C_1^I, C_2^I$ определяются из условий термодинамического равновесия между частицей и твердым раствором.

В данной работе предлагается метод расчета этих значений для сплавов с карбидообразующим элементом. На рис. 1 схематично изображен участок диаграммы двухфазной области таких сплавов, соответствующий равновесию легированного карбида с твердым раствором. Практически cd — вертикаль. Линии cd и ab соответствуют кривым растворимости карбида и твердого раствора. С достаточной степенью точности можно считать, что тангенс угла наклона коноды AB линейно увеличивается от значения γ_a до γ_b с ростом содержания металла. Тогда

$$\gamma = \gamma_a + X(\gamma_b - \gamma_a), \quad X = \frac{C_2^G - C_2^A}{C_2^G - C_2^I}, \quad (3)$$

с другой стороны,

$$\gamma = \frac{C_2^I - C_2^G}{C_1^I - C_1^G}. \quad (4)$$

Из соотношений (1), (2), (4) находим

$$\gamma = \frac{\bar{D}_{21}(C_1 - C_1^G) + \bar{D}_{22}(C_2 - C_2^G)}{\bar{D}_{11}(C_1 - C_1^G) + \bar{D}_{12}(C_2 - C_2^G)}. \quad (5)$$

Так как $C_1 - C_1^\Gamma = C_1 - C_1^a - X(C_1^b - C_1^a)$; $C_2 - C_2^\Gamma = C_2 - C_2^a - X(C_2^b - C_2^a)$, то соотношение (5) с учетом (3) приводит к квадратному уравнению относительно значения X :

$$\begin{aligned} X^2 (\gamma_b - \gamma_a) [\tilde{D}_{11} (C_1^b - C_1^a) + \tilde{D}_{12} (C_2^b - C_2^a)] + X \{ \gamma_a [\tilde{D}_{11} (C_1^b - C_1^a) + \\ + \tilde{D}_{12} (C_2^b - C_2^a)] + (\gamma_a - \gamma_b) [\tilde{D}_{11} (C_1 - C_1^a) + \tilde{D}_{12} (C_2 - C_2^a)] - \\ - [\tilde{D}_{21} (C_1^b - C_1^a) + \tilde{D}_{22} (C_2^b - C_2^a)] \} + \\ + \tilde{D}_{21} (C_1 - C_1^a) + \tilde{D}_{22} (C_2 - C_2^a) - \gamma_a [\tilde{D}_{11} (C_1 - C_1^a) + \\ + \tilde{D}_{12} (C_2 - C_2^a)] \} = 0. \end{aligned}$$

Физический смысл имеют значения в интервале $0 \leq X \leq 1$, когда точка А находится между точками а и b. Полученное уравнение позволяет рассчитывать состав карбида, растущего в сплаве, исходя из состава твердого раствора. В отличие от методики [1] расчеты можно выполнять для любого типа карбидов.

Численные расчеты диффузионного насыщения проведены для сплава Fe-Cr-C в случае роста или растворения карбидов $(Fe, Cr)_3C$ и $(Fe, Cr)_7C_3$. В качестве примера на рис. 2 показано распределение углерода и хрома при науглероживании при $800^\circ C$ сплава $C_c = 2,93$ ат. %, $C_{Cr} = 1,3$ ат. %.

Разработанная программа для ЭВМ применима при проведении численных расчетов распределения углерода вдоль диффузионной зоны при цементации высоколегированных сталей. Ее можно использовать и в случае, когда в слое имеются различные типы карбидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Блох Е.М. Диффузионные процессы в двухфазной области при цементации легированных сталей. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1983, вып. 17, с. 123—126.
2. Любов Б.Я. Диффузионные процессы в неоднородных твердых средах. — М.: Наука, 1981. — 296 с.

УДК 621.785.5

Б.М. ХУСИД, канд. физ.-мат. наук,
Б.Б. ХИНА,
Ю.Г. БОРИСОВ (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ НАСЫЩАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ СРЕД ДЛЯ ДИФфуЗИОННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ*

Многочисленные факторы, влияющие на формирование многофазного диффузионного слоя при химико-термической обработке (ХТО) [1], можно условно разделить на "внешние", характеризующие химические реакции и

* Работа выполнена под руководством профессора д-ра техн. наук Л.Г. Ворошнина.

массоперенос во внешней среде, и "внутренние" – скорости диффузионного массопереноса и фазовых превращений в насыщаемом сплаве. Как показано с помощью моделирования на ЭВМ [2], среди "внутренних" факторов определяющую роль играет соотношение между скоростью диффузии и скоростями процессов на межфазных границах.

Влияние процессов в насыщающей среде на формирование фаз в диффузионном слое определяют с помощью граничных условий третьего рода. Для i -й фазы на поверхности детали

$$I_i|_{x=0} = v_i (\mu^{\text{CP}} - \mu_i|_{x=0}), \quad (1)$$

где v_i – коэффициент массопередачи; μ^{CP} и $\mu_i|_{x=0}$ – соответственно химический потенциал насыщающего элемента в среде и в сплаве, $\mu^{\text{CP}} = \mu_0^{\text{CP}} + kT \ln(\gamma_i c)$. Здесь γ_i – коэффициент термодинамической активности; c – содержание элемента; $I_i|_{x=0}$ – поток атомов насыщающего элемента через внешнюю поверхность. При образовании новой фазы на поверхности насыщаемого изделия v_i и $I_i|_{x=0}$ изменяются скачкообразно.

Значение μ^{CP} , входящее в выражение (1), влияет на последовательность формирования фаз в диффузионном слое [1].

При высокой насыщающей способности внешней среды последовательность формирования фаз не соответствует изотермическому сечению диаграммы состояния [1], что наблюдается при силицировании тугоплавких металлов, алитировании железа и никеля. При этом вначале возникает фаза с высшим (WSi_2 , MoSi_2) [3] или промежуточным (Fe_2Al_5 , Ni_2Al_3) содержанием насыщающего элемента при отсутствии низших интерметаллидов. Остальные фазы появляются с увеличением длительности процесса ХТО или при последующем отжиге. Такая ситуация рассмотрена с теоретических позиций в работах [2,4].

При низкой насыщающей способности среды в диффузионном слое фазы формируются в последовательности, определяемой диаграммой состояния. Подобная ситуация изучена в теории "атомной" диффузии.

Насыщающую способность газовых сред для цементации или азотирования определяют углеродным или азотным потенциалом атмосферы. Однако для процессов диффузионной металлизации, когда формируются сплошные слои интерметаллидных соединений, подобные параметры не исследованы.

Насыщающую способность или "активность" среды можно охарактеризовать предельно достижимой по содержанию насыщающего элемента интерметаллической фазой, которой соответствует термодинамическое равновесие на границе раздела изделие–среда.

Для ликвидации влияния диффузионного потока в глубь изделия на установление термодинамического равновесия было предложено [4] использовать для определения предельно достижимой фазы метод фольг, который применяется для получения численных данных при расчетах процессов газовой цементации и азотирования. При достаточно малой толщине фольги между средой и насыщаемым сплавом быстро установится термодинамическое равновесие, и фольга будет иметь однофазную структуру. При $h^2/D \ll h/v_i$ из результатов эксперимента можно определить коэффициент массопередачи.

Насыщающую способность порошковых смесей исследовали с помощью

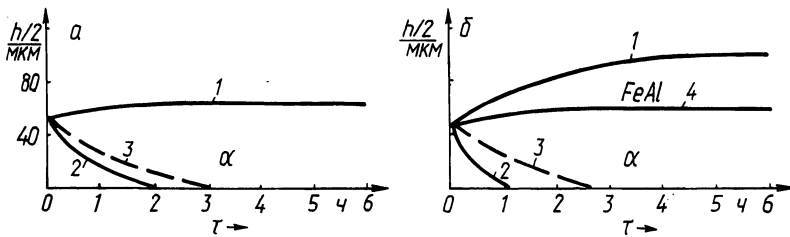


Рис. 1. Кинетика формирования диффузионного слоя на фольге из стали 08кп при алитировании (1000°C) из смесей состава: а – 100 % $\text{Fe}_3\text{Al} + 2\% \text{NH}_4\text{Cl}$; б – 100 % $\text{FeAl} + 2\% \text{NH}_4\text{Cl}$: 1 – полная толщина фольги; 2 – смещение границы α -подложка; 3 – смещение границы бывшего превращения $\gamma \rightarrow \alpha$; 4 – смещение границы α -FeAl

фольги из стали 08кп толщиной 80 мкм на примере системы Fe–Al. В качестве источников атомов Al использовали одну из фаз: FeAl, Fe_3Al , α -твердый раствор, содержащих соответственно 52, 25 и 14 ат. % Al. Соединения получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Во всех смесях в качестве активатора использовали NH_4Cl в количестве 2 % по массе, в качестве инертной добавки – Al_2O_3 . Насыщение проводили в контейнерах с плавкими затворами при 1000°C . Тигли помещали в печь при 600°C , время выдержки отсчитывали с момента достижения температуры в печи 1000°C при скорости нагрева в указанном температурном интервале 0,33 К/с.

При алитировании наблюдали сквозное насыщение и увеличение толщины фольги за счет роста на ее поверхности слоя осаждаемых фаз: фазы FeAl для смесей типа FeAl; α -фазы для смесей Fe_3Al , α (рис. 1).

Для смеси типа FeAl длительность насыщения (10 ч) оказалась недостаточной для получения однофазной структуры и слой состоял из FeAl снаружи и α внутри, причем максимальная толщина фольги и слоя FeAl была при насыщении в смеси со 100 % FeAl, а наиболее интенсивный рост слоя α -фазы наблюдали в смеси с 50 % Al_2O_3 .

При насыщении из смесей типа FeAl и α получали однофазную структуру фольги (α -фаза). Установили, что уменьшение содержания Al_2O_3 сокращает время, необходимое для равномерного распределения Al по толщине фольги. Таким образом, максимальной "активностью" среди исследованных смесей обладает смесь состава: 100 % FeAl + 2 % NH_4Cl .

Результаты эксперимента подтвердили принципиальную возможность применения метода фольг при исследовании насыщающей способности порошковых сред для диффузионной металлизации. Полученные данные были использованы при численных расчетах роста фазы FeAl, обладающей наряду с высокой жаростойкостью удовлетворительной пластичностью, по математической модели [2,4].

ЛИТЕРАТУРА

1. Д у б и н и н Г.Н. О механизме формирования диффузионного слоя. – В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наук. думка, 1976, вып. 10, с. 12–17.
2. Кинети-

ка образования и роста интерметаллидных фаз при взаимной диффузии в сплавах/Л.Г.Ворошнин, Б.М.Хусид, Г.М.Левченко и др. — Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн.наук, 1983, № 3, с. 20–24. 3. З м и й В.И. Некоторые особенности диффузионного насыщения металлов.— В кн.: Защитные покрытия на металлах. — Киев: Наук. думка, 1977, вып. 11, с. 14–18. 4. В о р о ш н и н Л.Г., Х у с и д Б.Н., Х и н а Б.Б. Закономерности формирования многофазных диффузионных слоев. — В кн.: Поверхностные методы упрочнения в машиностроении. — М.: МДНТП, 1983, с. 29–32.

УДК 621.785.5

Б.С. КУХАРЕВ, канд.техн.наук,
С.Д. БАШЛАК,
С.Е. ВАЩЕВ,
Т.А. ОШУЙКО (БПИ)

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛИ*

Цель настоящей работы — исследование износостойкости некоторых диффузионных покрытий на стали в условиях сухого трения скольжения при высоких нагрузках и малых скоростях.

В качестве объекта исследования были выбраны диффузионные слои, полученные на стали 45 при обработке в смесях для однофазного борирования хромованадирования и титаномарганцирования, отличающиеся повышенной износостойкостью. насыщение проводили по методикам, разработанным на кафедре МиТОМ и в Проблемной лаборатории упрочнения стальных изделий. Составы насыщающих смесей и свойства полученных покрытий представлены в табл. 1.

насыщение проводили в течение 6 ч при температурах: 950 °С — борирование, 1050 °С — хромованадирование и титаномарганцирование.

Т а б л и ц а 1. Некоторые свойства диффузионных покрытий

Состав насыщающих смесей, % по массе	Микро- твер- дость Н _{0,49} [□] , МПа	Фазовый состав диффуз. слоя	Показатель хрупкости $\gamma \cdot 10^3$ усл.ед.
15 % В ₂ О ₃ + 11 % Al + 28 % Fe + + 44 % Al ₂ О ₃ + 2 % KBF ₄	16000	Fe ₂ B	1,2
10 % Cr ₂ О ₃ + 25 % V ₂ О ₅ + 15 % Al + + 48 % Al ₂ О ₃ + 2 % NH ₄ Cl	21000	(V, Cr)C (V, Cr)C	1,3
9 % TiO ₂ + 26 % MnO ₂ + 15 % Al + + 48 % Al ₂ О ₃ + 2 % NH ₄ Cl	24500	TiC (Mn, Fe)C ₃	1,6

* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.Г. Ворошнина.

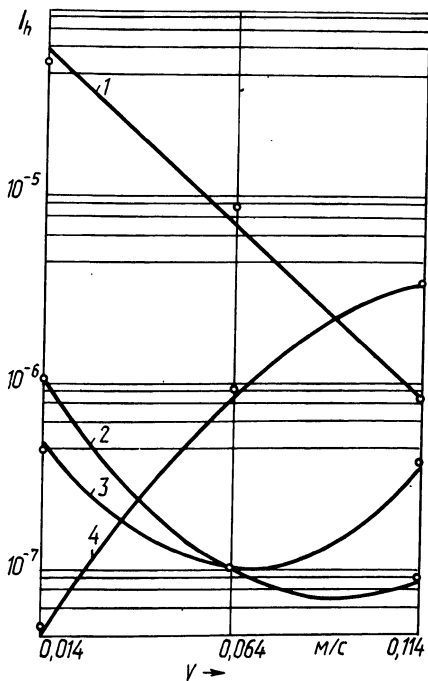


Рис. 1. Интенсивность изнашивания диффузионных покрытий I_h в зависимости от скорости скольжения V :

1 — сталь 45 без покрытия; 2 — с боридным покрытием; 3 — с хромованадиевым покрытием; 4 — с титаномарганцевым покрытием

но, с локальным повышением температуры и появлением отрицательного градиента механических свойств. Дальнейшее увеличение скорости снижает износостойкость вследствие перехода (в точках перегиба кривых 2 и 3) характера фрикционного взаимодействия от упругого отеснения к когезионному отрыву, что подтверждается анализом поверхностей трения изношенных образцов. При скорости скольжения 0,064 м/с на поверхности хромованадированных образцов появляются очаги когезионного отрыва, которые отсутствуют у боридированных образцов до скорости 0,114 м/с. Поверхности износа титаномарганцированных образцов при всех скоростях скольжения в исследуемом диапазоне свидетельствуют о когезионном характере износа. Точка перехода для этого типа покрытий лежит в области более низких скоростей скольжения.

Когезионный отрыв обусловлен хрупкостью диффузионных слоев, показатель которой возрастает в ряду $Fe_2V \rightarrow V_2C \rightarrow TiC$ (табл. 1). В этой же последовательности увеличивается значение критической скорости, при которой наблюдается смена характера фрикционного взаимодействия.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить зависимость интенсивности изнашивания некоторых диффузионных покрытий в условиях сухого трения скольжения от скорости скольжения при постоянной

Испытания проводили на установке торцевого трения по методике, описанной в [1]. Начальное максимальное давление во всех опытах составляло 1,5 ГПа. Скорость скольжения варьировали по трем уровням: 0,014; 0,064; 0,114 м/с. Износостойкость покрытий оценивали по интенсивности изнашивания I_h ; определяемой отношением линейного износа к пути трения. В качестве эталона использовали образцы из стали 45 с поверхностной микротвердостью 7000–7500 МПа.

Анализ полученных результатов (рис. 1) показывает, что в изученном интервале скоростей скольжения наблюдается смена механизма нарушения фрикционных связей.

При низких скоростях скольжения основным видом фрикционной связи является упругое отеснение материала покрытия выступами контртела. Изнашивание происходит в результате фрикционной усталости, а износостойкость пропорциональна поверхностной твердости покрытий.

При увеличении скорости скольжения имеет место некоторое повышение износостойкости боридного и хромованадиевого покрытий, связанное, очевидно,

высокой нагрузке, а также определить скоростные интервалы эффективного использования стальных изделий с боридными и карбидными покрытиями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тамелю С.А. Исследование и интенсификация твердофазного борирования стали: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. — Минск, 1983. — 16 с.

УДК 669.018:66.094.3

Г.М. ЛЕВЧЕНКО, канд.техн.наук,
А.В. ЛОМАКО,
О.В. КАЛУЖСКИХ,
А.Р. РАДНАЕВ (БПИ)

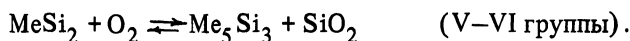
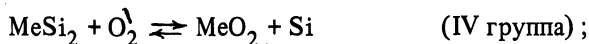
ЖАРОСТОЙКОСТЬ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ И КОМПОЗИЦИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

Для работы в условиях высоких температур, вакуума и различных агрессивных средах особое значение приобретают тугоплавкие соединения переходных металлов IV–VI групп с кремнием, бором, углеродом и азотом. Среди этих соединений важную роль играют тугоплавкие силициды и бориды.

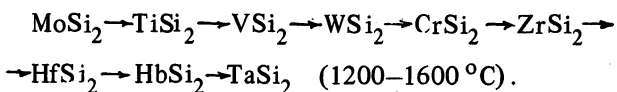
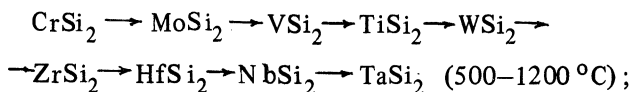
Анализ окисления компактных силицидов металлов IV, V и VI групп в области температур 500–1600 °С показал, что термодинамическая вероятность формирования оксидов соответствующего металла и свободного кремния падает от силицидов металлов IV группы к силицидам металлов VI группы. И наоборот, термодинамическая вероятность образования кремнезема и низшего силицида увеличивается. При окислении $TiSi_2$ наиболее вероятно образование низшего силицида и кремнезема. Этим обусловлено то, что наиболее стойкими против окисления являются силициды VI группы и $TiSi_2$ [1].

При окислении силицидов V группы, за исключением VSi_2 , термодинамически равновероятно прохождение реакций с образованием $Me_5Si_3 + SiO_2$, а также кремнезема и оксида соответствующего металла. Из-за относительно большого соотношения атомных объемов металлов V группы образуется рыхлая окалина из смеси окислов металлов и кремнезема, что обуславливает низкую стойкость против окисления. При окислении VSi_2 термодинамически предпочтительнее образование кремнезема и низших оксидов ванадия, что определяет его высокую стойкость.

Таким образом, процесс взаимодействия дисилицидов металлов IV–VI групп с кислородом не сопровождается растворением его, а протекает по более простому механизму, включающему разрыв связи Me–Si и образование оксида соответствующего металла и кремния (IV группа) или разрыв связи S–Si и образование низшего силицида соответствующего металла и кремнезема (IV–VI группы):

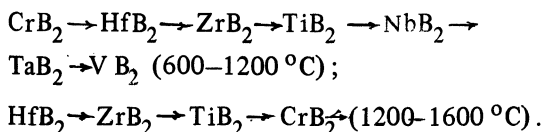


Стойкость против окисления компактных силицидов убывает в ряду:



Бориды тугоплавких металлов более стойки против окисления, чем силициды, особенно при более низких температурах, так как при 800–1000 °С образуются стекловидные пленки, состоящие из окисла соответствующего металла и борного ангидрида и имеющие низкую температуру плавления.

Стойкость против окисления ряда компактных боридов убывает в ряду [2]:



Для повышения стойкости против окисления боридов используют сплавы, например, $(\text{Ti, Cr})\text{B}_2$ при соотношении $\text{TiB}_2 : \text{CrB}_2 = 4:1$ (мол. %), так как образование дополнительно оксида Cr_2O_3 , помимо TiO_2 , обеспечивает создание более эффективного барьера для ионов кислорода.

Эффект значительного повышения жаростойкости и твердости наблюдается при создании композиций из дисилицидов и боридов. Так, например, сплав $8 \text{TiSi}_2 + 2 \text{TiB}_2$ (мол. %) окисляется значительно меньше TiSi_2 и TiB_2 при 1000–1200 °С [3].

Принцип создания композиций "борид–борид", "силицид–борид" и "силицид–силицид" представляет широкую возможность для поиска многокомпонентных сплавов с более высокими физико-химическими свойствами в сравнении с чисто силицидами и боридами [4].

Цель настоящей работы — получение перспективных диборидов, дисилицидов и композиций на их основе применительно к огнеупорным изделиям, электродам для электрохимических процессов и защиты графита от окисления методами свободной засыпки порошка с последующей пропиткой, связующим и обмазок на графите МПГ-6.

Спекание изделий и обмазок на графите производилось в окислительной и защитной атмосферах. Так как окисление и электрохимические свойства боридов и силицидов, а также композиций на их основе, полученных методом спекания из порошков, отличны от компактных, то исследовались их жаростойкость, электрохимические свойства и фазовый состав.

Дисилициды и дибориды металлов IV–VI групп для проведения исследования получены следующими методами: алюминотермии: CrSi_2 ; VSi_2 ; CrB_2 ; SiB_4 ; силикотермии: MoSi_2 ; прямого синтеза при 1500 °С: TiSi_2 , TaSi_2 ,

NbSi_2 , NiSi_2 , SiB_4 , SiB_6 ; самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) — TiB_2 , ZrSi_2 , NiAl .

Правильность расчета шихт для получения соединений подтвердил рентгеноструктурный анализ фазовых компактных образцов и порошков, проведенный на дифрактомере ДРОН-1.

Из готовых соединений использовался карбид кремния (SiC). Электродные материалы, применяемые в прикладной электрохимии, особенно на анодных процессах, либо дороги (Pt , Rh , Ru , Au), либо коррозионно нестойки. Поиск новых электродных материалов, прежде всего анодных, представляет значительный теоретический и практический интерес. Силициды переходных металлов отличаются высокой химической стойкостью в кислых и нейтральных средах. Анализ результатов поляризации при электролизе ряда электролитов с использованием в качестве электродов, полученных в компактном виде, ряда силицидов и боридов показал, что все исследованные соединения могут служить в качестве электродов при катодном процессе; при анодных процессах наиболее стойкими являются ZrSi_2 , TiSi_2 .

Результаты исследования жаростойкости (900, 1000, 1100 °C) в статических условиях показали, что все композиции из тугоплавких соединений достаточно стойки против окисления. Наиболее высокой стойкостью обладают композиции: 80 TiSi_2 + 20 TiB_2 ; 80 TiSi_2 + 20 CrB_2 ; 80 TiSi_2 + 20 SiB_4 ; 80 MoSi_2 + 20 SiB_4 ; 50 CrB_2 + 50 MoSi_2 ; 80 MoSi_2 + 20 CrB_2 ; 80 ZrSi_2 + 20 CrB_2 , увеличение массы которых за 30 ч испытания при 1100 °C составило 6–20 мг/см².

Ряд композиций использовались в качестве образцов для защиты графита от газовой коррозии и показали высокие защитные свойства в интервале температуры испытания 900–1100 °C.

Увеличение массы образцов графита МПГ-6 с обмазками (t — 1100 °C, τ = 30 ч): 80 TiSi_2 + 20 SiB_4 ; 80 VSi_2 + 20 TiSi_2 ; VSi_2 ; 80 ZrSi_2 + 20 CrB_2 составило 4–11 мг/см².

ЛИТЕРАТУРА

1. Войтович Р.Ф., Пугач Э.А. Окисление силицидов металлов IV–VI групп. — В кн.: Тугоплавкие бориды и силициды. Киев: Наук. думка, 1977, с. 97–107.
2. Аппен А.А. Температуроустойчивые неорганические покрытия. — Л.: Химия, 1976. — 296 с.
3. Дворина Л.А., Головки Э.И. Взаимодействие диборида титана с дисилицидом титана и кремнием при высоких температурах. — В кн.: Тугоплавкие бориды и силициды. Киев: Наук. думка, 1977, с. 133–137.
4. Тугоплавкие материалы в машиностроении: Справочник /Под ред. А.Т. Туманова и К.И. Портнова. — М.: Машиностроение, 1967. — 392 с.

С.В. ПОБЕРЕЖНЫЙ,
Н.И. ИВАНИЦКИЙ, канд.техн.наук,
Г.В. БОРИСЕНОК, канд.техн.наук (БПИ)

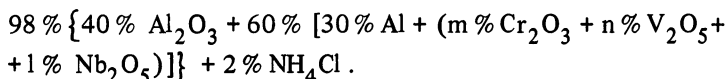
МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ДИФфуЗИОННЫЕ КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ*

Одним из методов создания износостойких покрытий на твердых сплавах является химико-термическая обработка в порошковых насыщающих алюмотермических смесях, содержащих оксиды карбидообразующих элементов IV–VI групп Периодической системы элементов.

Ранее были подробно исследованы процессы одно- и двухкомпонентного насыщения твердых сплавов и незначительно — процесс трехкомпонентного насыщения [1–3]. Результаты этих исследований показали, что многокомпонентное насыщение обладает рядом преимуществ: возрастает износостойкость и микротвердость карбидных покрытий на твердых сплавах. Толщина покрытий составляет 3–8 мкм, т.е. достигает оптимального значения.

В качестве примера можно взять результаты исследования износостойкости диффузионных карбидных покрытий на сплаве Т15К6, полученных в смеси, содержащей оксиды хрома, ванадия и ниобия.

Насыщение проводили при температуре 1000 °С в течение 6 ч в смеси состава (% по мас.):



Испытания стойкости твердосплавного инструмента после диффузионного насыщения проводили на токарно-винторезном станке с бесступенчатым приводом главного движения при следующих режимах резания: $V = 100$ м/мин, $S = 0,2$ мм/об, $t = 1,0$ мм. В качестве критерия заглупления для пластинок с покрытием приняли размер площадки износа по задней грани: 0,5 мм.

При исследовании влияния состава насыщающей смеси на износостойкость и микротвердость диффузионных карбидных покрытий использовали симплекс-решетчатые планы [4]. Факторами, определяющими свойства сплава с покрытием, являются соотношения в смеси Cr_2O_3 (m); V_2O_5 (n); Nb_2O_5 (l), которые принимают значения от 0 до 1 и в сумме равны 1. В качестве функции отклика в первом случае принят коэффициент стойкости $K_{\text{ст}}$, во втором — микротвердость карбидного покрытия.

На диаграммах "состав — коэффициент стойкости" (рис. 1, а) и "состав — микротвердость" (рис. 1, б) видны области оптимальных составов с примерно аналогичным соотношением оксидов карбидообразующих элементов: 10–35 % Cr_2O_3 , 20–70 % V_2O_5 , 25–70 % Nb_2O_5 . В данной области $K_{\text{ст}} = 5–5,5$, а значения микротвердости карбидных покрытий достигают 32000 ± 30000 МПа.

На основании полученных экспериментальных данных определяли коэф-

* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.Г. Ворошина

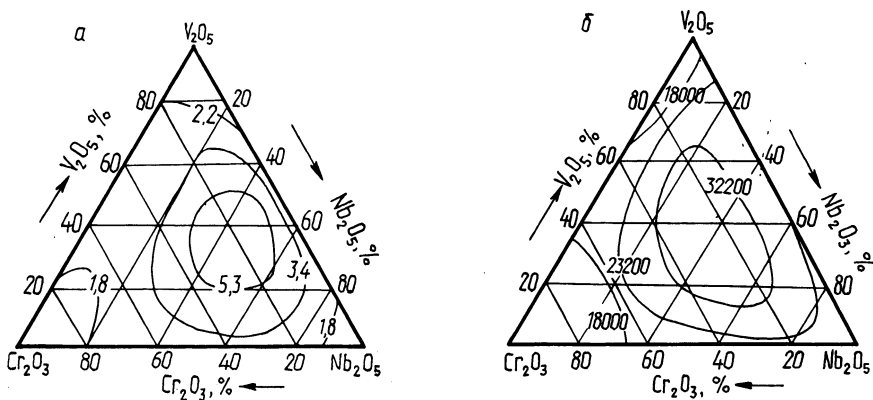


Рис. 1. Зависимость коэффициента износостойкости при резании (а) и микротвердости (б) карбидного покрытия на твердом сплаве Т15К6 от состава насыщающей смеси в системе Cr–V–Nb

коэффициент парной корреляции (r_{xy}) между коэффициентом стойкости и микротвердостью карбидных покрытий. Расчет проводили по методике, описанной в работе [5]. Коэффициент парной корреляции между коэффициентом стойкости и микротвердостью в системе Cr–V–Nb для сплава Т15К6 оказался равен 0,88 и, поскольку выполняется условие $r_{xy} \geq r_{кр}$ ($r_{кр} = 0,514$ при $f = 13$, $\alpha = 0,05$), линейная связь считается статистически значимой [5].

Таким образом, можно сделать вывод, что микротвердость диффузионных карбидных покрытий на твердосплавном инструменте существенно влияет на его износостойкость при резании.

Если же сравнить результаты испытаний твердосплавных пластин с карбидными покрытиями, полученными в насыщающих смесях с одним, двумя и тремя оксидами карбидообразующих элементов в системе $Cr_2O_3-V_2O_5-Nb_2O_5$, то можно сделать вывод, что при увеличении числа оксидов в данной системе износостойкость карбидного покрытия увеличивается от 2–2,8 раз для однокомпонентных и двухкомпонентных до 5–5,5 раз для трехкомпонентных диффузионных карбидных покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Громов Ю.Н. Исследование процессов химико-термической обработки твердых сплавов: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. – Минск, 1979. – 19 с. 2. Повышение износостойкости твердосплавного режущего инструмента методами ХТО/Г.В. Борисенок, Н.А. Витязь, Ю.Н. Громов, Н.И. Иваницкий и др. – В кн.: Тез. докл. IV Всесоюз. научн. конф. по ХТО металлов и сплавов. Минск: БПИ, 1981, с. 258. 3. Ворошнин Л.Г., Громов Ю.Н., Плотова В.А. Использование симплекс-решетчатых планов при многокомпонентном насыщении сталей и сплавов. – Там же, с. 249. 4. Зедгенидзе И.Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. – М.: Наука, 1976. – 377 с. 5. Регина Шторм. Теория вероятностей. Математическая статистика. Статистический контроль качества. – М.: Мир, 1970. – 368 с.

В.В. МИРОНОВИЧ,
Л.А. ВАСИЛЬЕВ, канд.техн.наук,
Г.В. БОРИСЕНКО, канд.техн.наук (БПИ)

ДИФфуЗИОННАЯ МЕТАЛЛИЗАЦИЯ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ*

В работе исследована возможность получения токопроводящих слоев на сегнетокерамике системы ЦТС методом ХТО в порошковых насыщающих средах. Процесс проводили в металлическом тигле с герметизацией его плавким затвором при температурах 500–700 °С, время выдержки – 4 ч. Скорость нагрева до заданной температуры составляла 0,05–0,10 К/с. Насыщающие смеси содержали металлатор, окись алюминия и хлористый аммоний. При температуре металлизации варьировали процентное содержание металлатора в смеси от 20 до 80 %. В качестве металлатора использовали как порошки чистых металлов: олово, алюминий, цинк, свинец, сурьму, так и их двухкомпонентные смеси.

При температуре 500 °С на сегнетокерамике не происходило образование металлизационного слоя. После проведения ХТО при температурах 550–700 °С на поверхности образуются беспористые слои, имеющие толщину 7–30 мкм. Под поверхностным слоем находится переходная зона, травящаяся отлично от сердцевины сегнетокерамики, что свидетельствует о протекании процессов диффузионного насыщения. На полученных металлических покрытиях определена электропроводность. При использовании в качестве металли-

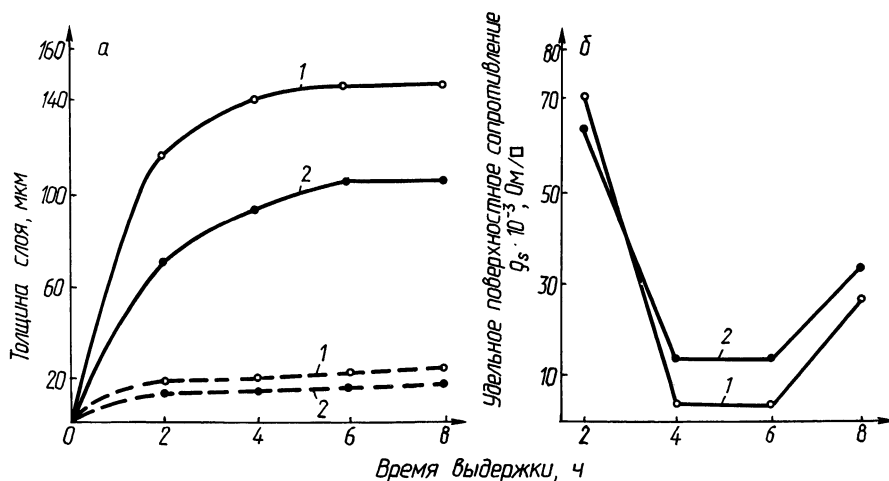


Рис. 1. Влияние времени выдержки на толщину (а) и удельное поверхностное сопротивление (б) слоя:

1 – сегнетокерамика ЦТС_БС-2; 2 – сегнетокерамика ЦТБС-3; штриховые линии – толщина металлизированной зоны; сплошные – толщина переходной зоны

* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.Г. Ворошниина.

Т а б л и ц а 1. Влияние типа покрытия на удельное поверхностное сопротивление металлических слоев на сегнетокерамике

Тип металлатора	Марка материала	Температура, °С	Скорость нагрева, К/с	Удельное поверхностное сопротивление ρ_s , Ом/□
Al "ПА-4"	ЦТБС-3	600	0,10	0,250
Al "АПС-1"	ЦТБС-3	600	0,10	0,530
Zn	ЦТСНВ-1	550	0,08	55,480
Sn	ЦТС _T БС-2	550	0,08	229,240
Sb	ЦТС _T БС-1	550	0,05	800,366
Pb	ЦТС _T БС-2	600	0,07	1100,240
Al-Sb	ЦТС _T БС-2	650	0,10	0,090
Al-Zn	ЦТСС _T -3	550	0,10	0,030
Sn-Zn	ЦТБС-3	700	0,05	1,682
Sn-Sb	ЦТС _T БС-1	700	0,05	2,254
Al-Sn	ЦТС _T БС-2	550	0,08	0,004

затора чистых металлов лучшей электропроводностью обладают металлические покрытия, полученные после ХТО в порошковой насыщающей смеси, содержащей алюминий, окись алюминия и хлористый аммоний при температуре 600 °С и скорости нагрева 0,10 К/с. Использование в качестве металлатора двухкомпонентных смесей металлов показало, что наиболее высокой электропроводностью обладают металлические покрытия, которые получены после металлизации в порошковой насыщающей смеси, содержащей смесь олова и алюминия, окись алюминия и хлористый аммоний (табл. 1). Для этого типа покрытий исследовали влияние времени выдержки при температуре 550 °С и скорости нагрева 0,08 К/с на толщину и удельное поверхностное сопротивление металлического слоя. Состав насыщающей смеси: 38 % Al_2O_3 + 21 % Al + 39 % Sn + 2 % NH_4Cl (рис. 1). Как видно из рисунка, продолжительность металлизации для получения необходимой токопроводимости слоев составляет 4–6 ч.

Таким образом, методом ХТО на сегнетокерамике системы ЦТС можно получать беспористые металлизационные слои достаточной толщины, обладающие низким удельным поверхностным сопротивлением и без использования дорогостоящих соединений серебра.

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ
ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ***

Использование известных порошковых сред [1, 2] не позволяет получить стабильные результаты по толщине и химическому составу диффузионного слоя и, следовательно, по свойствам диффузионно-цинкованных изделий из алюминиевых сплавов. Возможными причинами отсутствия стабильных результатов являются, на наш взгляд, расслоение насыщающей смеси ввиду разной плотности составляющих ее компонентов и постоянно протекающие в используемых средах при температурах химико-термической обработки (ХТО) (450–550 °С) твердофазные реакции, приводящие к постоянному изменению фазового состава насыщающей среды. Поэтому целью настоящей работы явилось исследование влияния условий гомогенизирующего отжига насыщающей среды на ее фазовый состав и соответственно на результаты ХТО.

Предварительный отжиг смеси для диффузионного цинкования осуществлялся при температурах 550 °, 650 и 750 °С, в течение 8 ч. Происходящая ХТО проводилась при температуре 500 °С в течение 4 ч из смеси следующего состава (мас. доля, %): 48 % Al_2O_3 + X % Zn + Y % Al + 1 % NH_4Cl + 1 % MgO , где X = 10, 20, 30, 40 соответственно.

Исследования были выполнены на сплавах АМгЗ, Д16, АДЗ.

Полученные экспериментальные данные показали, что использование неотожженных насыщающих сред приводит к получению на всех исследуемых сплавах (при прочих равных условиях) диффузионных слоев, различающихся по толщине на 50 %, в то время как применение предварительно отожженных смесей уменьшает эту разницу до 3–5 %. В то же время увеличение содержания цинка в насыщающей среде свыше 30 % приводит к снижению стабилизирующего действия ее предварительного отжига.

Проведенный рентгеноструктурный анализ насыщающих сред показал, что в процессе отжига в смеси действительно протекают твердофазные реакции, сопровождающиеся образованием алюмината цинка $ZnAl_2O_4$, содержание которого возрастает с увеличением температуры отжига.

При этом результаты металлографического и дюрOMETрического методов анализа показали, что наибольшая толщина диффузионного слоя в среднем возрастает на 20 %, а микротвердость на 15 % по сравнению с результатами, полученными из неотожженной смеси. Это свидетельствует об интенсификации влияния на протекание процесса диффузионного цинкования алюмината цинка и твердых растворов цинка в алюминии, которые образуются в насыщающей среде в процессе гомогенизирующего отжига.

При увеличении содержания цинка сверх 30 % наблюдается снижение толщины и микротвердости диффузионных слоев.

* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.С. Ляховича и канд. техн. наук Б.С. Кухарева.

Таким образом, установлено, что оптимальными с точки зрения полученной толщины диффузионного слоя и его твердости являются следующие параметры диффузионного цинкования алюминия и его сплавов: содержание цинка в насыщающей среде должно находиться в пределах 20–30 %, температура предварительного отжига 750 °С, $\tau = 8$ ч.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патент Японии 56-127767 от 12.03.80 г. № 55.31002. 2. А.с. 981443 (СССР). Порошкообразный состав для диффузионного цинкования деталей из алюминиевых сплавов/А.Г. Кухарева, Б.С. Кухарев, Е.О. Скачкова, А.М. Исламов. – Оpubл. в Б.И., 1982, № 46.

УДК 669.781

Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
М.В. СИТКЕВИЧ, канд.техн.наук,
С.Л. ЗАЯЦ (БПИ)

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ОБМАЗОК ДЛЯ БОРИРОВАНИЯ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

В настоящей работе были проведены исследования по разработке порошковой составляющей обмазки, которая при использовании в качестве связующего воды обеспечивала бы те же положительные черты, которые свойственны гидролизованному этилсиликату. Проведенный анализ целого ряда материалов, а также выполненная серия предварительных экспериментов позволили найти компонент, присутствие которого в борирующей обмазке удовлетворяет необходимым требованиям. При этом в качестве такого компонента в борирующую смесь вводился бентонит, который при наличии воды приводит к образованию глинообразной массы, хорошо формирующейся и обладающей повышенным сцеплением со стальными поверхностями.

При введении бентонита наряду с показателями сцепляемости обмазки с борируемыми поверхностями необходимо было оценить и насыщающую способность борирующего состава. На рис. 1 представлены данные по влиянию соотношения бентонита на размеры образующихся на сталях 20, 45, 45Х борируемых слоев. Как видно из приведенных данных, увеличение содержания бентонита в борирующей смеси свыше 20 % приводит к заметному уменьшению толщины борируемого слоя. В то же время уже при 10 % этой составляющей (вода вводилась до обеспечения тестообразной консистенции) обеспечивается весьма высокое сцепление обмазки с упрочняемой поверхностью (рис. 1). Следует отметить, что отсутствие бентонита в борирующей смеси вообще не обеспечивает сцепляемость с упрочняемой деталью и такая обмазка может наноситься лишь на практически горизонтальные поверхности. Таким образом на основании двух критериев (сцепляемость и насыщающая способность) оптимальное содержание бентонита в борирующей смеси должно быть 10–20 %.

При этом можно рекомендовать следующие оптимальные составы порошковых составляющих борирующих обмазок: 60 % B_4C + 5 % NaF + 15 % бентонита + 20 % железной окалины; 80 % B_4C + 5 % NaF + 15 % бентонита.

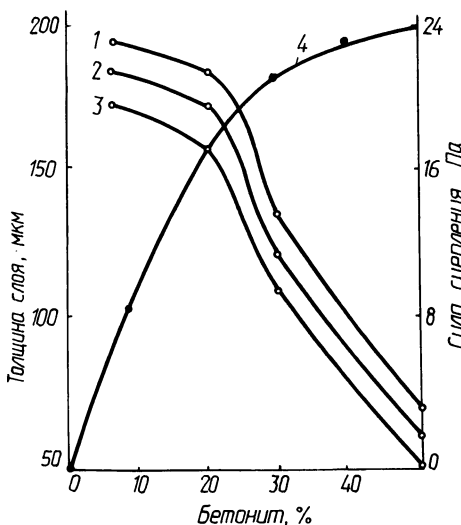


Рис. 1. Влияние содержания бентонита на толщину борированного слоя сталей 20 (1), 45 (2), 45X (3) и силу сцепления обмазки с упрочняемой поверхностью (4). Состав: 5 % NaF + 95 % (B_4C + бентонит), $T - 900^\circ C$, $\tau - 4$ ч

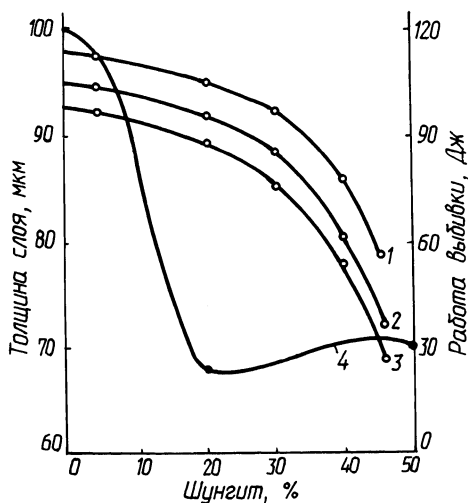


Рис. 2. Влияние содержания шунгита на толщину борированного слоя сталей 20 (1), 45 (2), 45X (3) и работу выбивки обмазки из трубы $\varnothing 50 \times 50$ мм (4). Состав: 5 % NaF + 95 % (B_4C + шунгит), $T - 900^\circ C$, $\tau - 2$ ч

Следует отметить, что в процессе диффузионного борирования стальных деталей слой обмазки спекается на упрочняемой поверхности. После завершения борирования обмазка легко отделяется от поверхности под действием сравнительно небольших усилий. Если упрочняются внешние поверхности деталей, никаких трудностей с удалением обмазки не возникает. Однако в ряде случаев необходимо упрочнять внутренние полости, например, трубы большой длины и небольшого диаметра. В этом случае наиболее простая схема упрочнения — запрессовать обмазку в полость трубы и провести соответствующую высокотемпературную выдержку. Но после завершения процесса борирования появляются сложности по выбивке спекшейся обмазки из внутренней полости. Для упрочнения подобных деталей необходимо использование борлирующей смеси, имеющей очень низкий уровень спекаемости в результате высокотемпературного процесса насыщения.

Проведенный детальный анализ функциональной способности обмазки дает основание предположить, что создание в ее порах повышенного содержания газовой фазы приведет к уменьшению ее спекаемости. Проведенная серия предварительных экспериментов с использованием широкого круга материалов показала, что введение в борлирующую обмазку вместо железной окалины такого компонента, как шунгит хемогенкалиевой группы титя ШХК, обеспечивает резкое уменьшение ее спекаемости за счет постоянно генерирующейся газовой фазы (CO , CO_2). Как видно из рис. 2, присутствие в борлирующей смеси шунгита до 20–30 % практически не снижает ее активность. В то же время работа выбивки обмазки с таким содержанием этого компонента из трубы

диаметром 50 мм уменьшается более чем в 5 раз (рис. 2). Это свидетельствует о резком уменьшении спекаемости обмазки на основе приведенного состава. Поэтому к промышленному использованию можно рекомендовать следующий состав: 65 % B_4C + 5 % NaF + 30 % шунгита.

УДК 621.74.046

Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,

Н.С. ТРАЙМАК,

В.А. СТАСЮЛЕВИЧ, канд-ты техн.наук (БПИ)

СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ЛЕГКОПЛАВКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ

Основным условием надежного соединения слоев биметаллических материалов является создание диффузионной связи в зоне контакта двух разнородных металлов. Использование легкоплавких прослоек наряду с выбором температурного режима изготовления отливки обеспечивает наиболее высокие прочностные показатели. В качестве таких прослоек широко применяют гальванические покрытия никеля, меди и других металлов с температурой плавления ниже, чем, например, у железа и его сплава [1]. В процессе заливки и кристаллизации такого сплава легкоплавкое покрытие, расплавляясь, обеспечивает протекание диффузионных процессов между литым и кованым металлом. При этом атомы металла покрытия диффундируют либо в промежутки между зернами аустенита (Cu), либо проникают внутрь зерна (Ni) контактирующих слоев отливки [2], повышая прочность их соединения.

Нанесение гальванического покрытия достаточной толщины — длительный по времени процесс. Снижение времени нанесения возможно при использовании, например, плазменного напыления на поверхность заготовки слоя самофлюсующегося сплава на основе никеля.

Слой никелевого сплава марки ПГ-СР2 толщиной 0,1–2,0 мм напыляли на заготовку из стали 40. Для сравнения аналогичный слой порошка никелевого сплава, предварительно смешанного с жидким стеклом, наносили, не используя плазменную установку. Перед размещением в литейной форме заготовку с нанесенным слоем сплава подогревали до 600 °С. Отношение толщины заготовки к толщине отливки составляет 0,10–1,15. Заливку осуществляли сталью 5ХНМЛ при температуре 1580–1600 °С. Из полученных отливок изготавливали биметаллические образцы 10 x 10 x 55 мм для проведения исследований. Образцы подвергались термообработке: закалке с 860–880 °С и отпуску при 550 °С. Результаты испытаний образцов на ударную вязкость представлены на рис. 1.

Увеличение толщины слоя никелевого сплава сверх оптимальной снижает прочностные показатели биметалла. За оптимальную толщину слоя в исследуемых пределах можно принять для гальванического никеля — 0,01–0,03 мм, сплава СР-2 — 0,1–0,3 мм. При введении в состав сплава СР-2 20 % бронзы БрОФ 10-1 оптимум соответствует 0,1–0,5 мм, а снижение прочностных свойств биметаллических образцов несколько замедляется. Оптимальная тол-

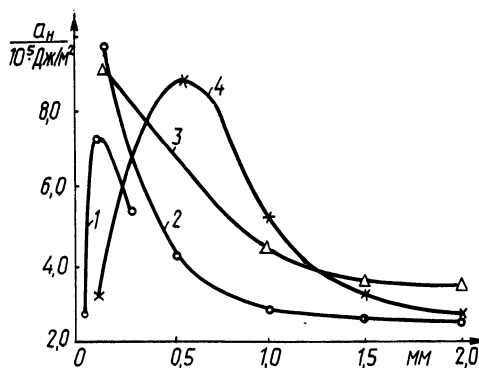


Рис. 1. Влияние толщины прослойки из гальванического никеля (1) напыленного сплава ПГ-СР2 (2), сплава 80 % ПГ-СР2 + 20 % БрОФ10-1 (3), насыпного порошка сплава ПГ-СР2 (4) на вязкость биметаллических образцов, сталь 40-5ХНМЛ

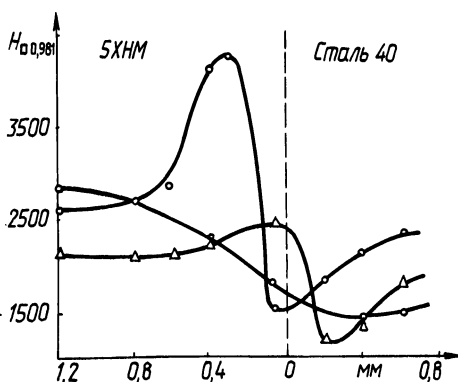


Рис. 2. Распределение твердости в зоне контакта сталь 40-5ХНМЛ. Образцы с прослойками из гальванического никеля (1), напыленного сплава ПГ-СР2 толщиной 0,1 мм (2), 1,0 мм (3)

щина слоя порошка СР-2, нанесенного на поверхность заготовки без напыления, — 0,2–0,7 мм. Разница в оптимальной толщине промежуточного слоя зависит от типа покрытия, его плотности и температуры плавления. Более легкоплавкие слои (кривая 3, рис. 1) имеют и более широкий диапазон оптимальных толщин. Аналогичный результат имеют и слои меньшей плотности (кривая 4, рис. 1). Исходя из сказанного нанесение таких промежуточных слоев является технологически более выгодным для обеспечения требуемых прочностных свойств биметаллических материалов. Кроме того, и показатель этих свойств выше, чем у материалов с традиционными прослойками.

Наличие максимума на представленных зависимостях объясняется полным диффузионным рассасыванием промежуточного легкоплавкого слоя. В этом случае, как подтверждено металлографическим исследованием, отсутствует четкая граница раздела между контактирующими поверхностями, наблюдаются участки проникновения литого металла в кованный, особенно по границам зерен. С увеличением толщины промежуточного слоя температурно-временные параметры формирования отливки уже становятся недостаточными для полного протекания диффузионных процессов. В зоне контакта остается слой непродиффундировавшего сплава, содержание которого возрастает к краям отливки. При этом в слое сохраняются практически все дефекты (поры, неметаллические включения, окислы), характерные для напыленных сплавов. Они, по-видимому, и являются одной из основных причин снижения прочностных свойств биметаллических материалов.

С другой стороны, в процессе диффузионного рассасывания промежуточного слоя происходит изменение содержания элементов в зоне контакта. Подтверждением этому служат кривые распределения твердости (рис. 2). Повышение твердости вблизи границы раздела двух контактирующих поверхностей может быть следствием оттеснения никелем и медью, входящих в состав

сплава углерода, вглубь стальной основы [2]. В результате образуются зоны, обогащенные перлитом, и возрастает хрупкость соединения слоев биметалла.

Таким образом, при получении биметаллических материалов с использованием легкоплавких промежуточных прослоек необходимо учитывать материал слоя, его толщину и метод нанесения для обеспечения максимальных прочностных свойств. Промежуточные слои из сплавов типа СР-2 оптимальной толщины обеспечивают более высокие прочностные свойства биметалла, чем гальванические покрытия при меньших затратах времени на их нанесение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Траймак Н.С., Стасюлевич В.А., Лихачев С.А. Влияние технологических факторов на свойства литых биметаллических материалов. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1984, вып. 18, с. 71–73. 2. Сопожников С.З., Куприянова В.Н., Пережогин Л.А. О диффузионной связи в литых биметаллах. — *Митом*, 1982, № 2, с. 54–55.

УДК 669.014

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,
МАРСЕЛИНО РЕЙНАГА,
Ф.И. РУДНИЦКИЙ (БПИ)

РЕНТГЕНОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И СУБСТРУКТУРЫ В МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТАЛИ Р6М5

В работах по легированию быстрорежущих сталей карбидообразующими и некарбидообразующими элементами встречаются различные мнения о причинах образования в закаленной стали остаточного аустенита.

Так, в работах [1, 2] отмечается, что содержание остаточного аустенита тем больше, чем ниже температура начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения, чем больше содержание в аустените углерода и легирующих элементов (кроме Co и Al).

В работе [3] имеются сведения о зависимости содержания остаточного аустенита в закаленной стали от аустенитного зерна, получаемого при нагреве под закалку. Стали с крупным зерном сохраняют после закалки больше аустенита, чем сталь, имеющая такой же состав аустенита, но более мелкое зерно [3].

Известны способы изменения размеров зерна в быстрорежущих сталях введением модифицирующих добавок. При этом наиболее существенно уменьшают склонность к росту зерна аустенита при нагреве карбидообразующие добавки (Cr , Mo , Nb , Ti) [4].

Особенности кристаллизации быстрорежущих сталей приводят к неравномерности распределения избыточных карбидов в структуре (карбидной неоднородности), что затрудняет получение зерна одинакового размера в разных объемах металла и понижает механические свойства стали. Для литой структуры быстрорежущих сталей характерно наличие по границам зерен эвтектической сетки, которая снижает ее прочностные свойства. Известно, что толщина и сплошность этой сетки зависят от состава стали (при одинаковых условиях литья, способа выплавки и т.д.).

В настоящей работе исследовались взаимосвязи микро-, субструктуры и некоторых свойств стали Р6М5, модифицированной малыми добавками (0,2 % мас.) карбидообразующих элементов.

При постановке задачи особое внимание обращали на размер блоков мозаики, поскольку зерно не является монолитом, построенным из строго параллельных атомных слоев, а состоит из мозаики отдельных блоков размером 10^{-7} – 10^{-6} мм, разориентированных на углы от нескольких минут до нескольких градусов. Поэтому субграница (межблочная граница) может служить препятствием росту иглы мартенсита, что повышает его дисперсность.

Плавка стали осуществлялась в электрической печи с графитовым нагревателем с последующей заливкой в кокиль. Полученные образцы подвергали закалке от 1200 °С.

Для определения содержания остаточного аустенита и размера блоков мозаики использовали рентгеноструктурный анализ. Съемка интерференционных линий выполнена на дифрактометре ДРОН-3. Остаточный аустенит определяли методом, разработанным Дейстчем [5], который предлагает использовать молибденовое излучение с помощью регистрации двух аустенитных линий $(311)_\gamma$ и $(220)_\gamma$ и одной мартенситной $(211)_\alpha$. Объемная доля аустенита (V_γ) определялась по формуле

$$V_\gamma = \frac{1,4 Y_\alpha}{Y_{\alpha_\gamma} + 1,4 Y_\gamma},$$

где Y_α – интегральная интенсивность отражения от плоскости $(211)_\alpha$; Y_γ – средняя интегральная интенсивность отражения от плоскостей $(311)_\gamma$ и $(220)_\gamma$.

Размер блоков мозаики и микронапряжения были определены методом аппроксимации [6] по линиям (110) и (211) .

Микроструктурный анализ исследованных сталей показал, что малые добавки титана, ниобия и циркония существенно изменяют структуру стали Р6М5. Стали с добавками модифицирующих элементов отличаются более мелким зерном в закаленном состоянии по сравнению со сталью Р6М5. Размер зерна соответствует примерно 10-му баллу.

Добавки циркония и ниобия способствуют раздроблению сетки первичных карбидов и более равномерному их распределению. Несмотря на более существенное измельчение зерна при введении в расплав титана, карбидная сетка в структуре стали сохраняется.

В табл. 1 имеются данные о содержании остаточного аустенита, параметрах тонкой структуры мартенсита. Из таблицы видно, что выбранные карбидообразующие элементы, не оказывая существенного влияния на размер зерна

Т а б л и ц а 1. Корреляция количества остаточного аустенита с параметрами тонкой структуры мартенсита

Модификатор	$\Delta a \cdot 10^{-3}$ а	$D \cdot 10^{-5}$ (мм)	Содержание остаточного аустенита	Размеры зерен, мкм	
				после литья	после закалки
Ti	3,3	1,2	18,2	7,9	13,0
Nb	5,1	1,3	6,5	9,0	16,0
Zr	6,4	–	3,4	7,9	15,1

аустенита, изменяют степень когерентного рассеяния мартенсита и уровень микронапряжений. Так, в стали, легированной 0,2 % циркония, уровень микронапряжений достигает максимального значения ($6,4 \times 10^{-3}$); степень когерентного рассеяния минимальна ($D < 10^{-6}$ мм). Именно в этой стали наблюдается наименьшее значение содержания аустенита после закалки (3,4 %).

В стали, легированной титаном, где уровень микронапряжений ниже ($3,3 \cdot 10^{-3}$), а блоки когерентного рассеяния больше ($\sim 1,2 \cdot 10^{-5}$ мм), остаточный аустенит повышается (18,2 %), хотя значительно ниже, чем в закаленной стали Р6М5 [7].

Таким образом, можно предполагать, что количество остаточного аустенита в стали, модифицированной цирконием, ниобием и титаном, тесно связано с уровнем микронапряжений в кристаллической решетке мартенсита и размером блоков мозаики.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. — М.: Металлургия, 1978. — 357 с.
2. Ляхтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Металловедение*. — М.: Машиностроение, 1980. — 173 с.
3. Кремнев Л.С., Геллер Ю.А. Влияние малых количеств титана и азота в быстрорежущей стали. — *Металловедение и термическая обработка*, 1982, № 11, с. 9–10.
4. Керемер М.А. Фасонное литье из легированных сталей. — М.: Машиностроение. — 252 с.
5. Миллер Р.Л. Быстрый рентгенографический метод определения остаточного аустенита. — Клевельон. — США: А.С.М., 1964, № 57, с. 892–899.
6. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скоков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: Металлургия, 1970, с. 145–155.
7. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1975. — 196 с.

УДК 621.791.92:669.018.25

А.В. АЛЕШИН,
В.С. ГОЛУБЕВ, канд. физ.-мат. наук,
А.А. НОВИКОВ,
В.Т. САХНОВИЧ (ФТИ АН БССР)

ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПЛАВЛЕНИЯ СЛОЕВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Одним из путей упрочняющей и восстанавливающей технологии в последнее время является нанесение на рабочие поверхности деталей металлических порошковых материалов, обеспечивающих требуемые эксплуатационные свойства. Для оплавления покрытий из самофлюсующихся сплавов широко применяются газопламенные горелки, индукционный нагрев или обработка в термических печах. При всех этих способах происходит нагрев детали до $T \sim 1100$ °С, что зачастую бывает нежелательным. С целью уменьшения нагрева в [1] для оплавления слоев предлагается использовать излучение непрерывного CO_2 лазера.

В настоящей работе определялась возможность применения лазеров, работающих в импульсном режиме, для оплавления покрытий из различных металлических порошков, нанесенных на детали из ряда углеродистых сталей.

Рабочие образцы проходили предварительную обработку (проточка, дробеструйка), после чего на них в нейтральном пламени горелки УПТР-1-78М наносился металлический порошок соответствующей марки. Для оплавления напыленного слоя использовался импульсный Nd-лазер ЛТУ-2М с максимальной энергией в импульсе 50 Дж. Изменение интенсивности излучения производилось как за счет изменения энергии импульса, так и за счет расфокусировки.

В результате исследований было обнаружено, что для порошков на основе Ni-Al оплавления слоя в исследованном диапазоне плотностей энергии $10^2 - 10^3$ Дж/см² не происходит. С ростом интенсивности излучения наблюдается значительное испарение данного слоя.

Эксперименты, проведенные с самофлюсующимися сплавами типа ПГСР-4 показали, что эти сплавы хорошо оплавляются под действием лазерного излучения. На рис. 1 показана зависимость глубины проплавления h от плотности энергии лазерного излучения E . В исследуемом диапазоне плотностей энергии глубина оплавления возрастает в 2 раза. Что касается размеров пятна оплавления, то его диаметр изменялся от 2,5 до 3,5 мм. На этом рисунке приведена также зависимость микротвердости вблизи поверхности от плотности энергии излучения, с ростом которой значения микротвердости существенно уменьшаются.

При оплавлении напыленного на деталь из стали 20 слоя толщиной 0,7 мм были проведены измерения микротвердости по глубине оплавления. Обнаружено, что при $E \sim 7 \cdot 10^2$ Дж/см² в оплавленном слое можно выделить три зоны: зона 1 расположена вблизи поверхности расплавления, ее размер ~ 500 мкм и $H_{\square} \sim 4000$ МПа; далее следует зона 2 с максимальной микротвердостью ~ 6000 МПа и зона 3 размером ~ 200 мкм, в которой микротвердость постепенно снижается до значений ~ 2500 МПа. Полученные результаты объясняются следующим образом. В 1 зоне, по-видимому, происходит перегрев сплава выше $T_{пл}$, что влечет за собой выгорание ряда его компонентов. Такому перегреву способствует низкий коэффициент теплообмена напыленного слоя вследствие его пористой структуры. В более глубоких слоях (зона 2) перегрев происходит не столь значительно, вследствие чего здесь наблюдаются максимальные значения микротвердости. Снижение твердости при приближении к границе расплава (зона 3), по всей вероятности, происходит вследствие перемешивания порошка с материалом основы.

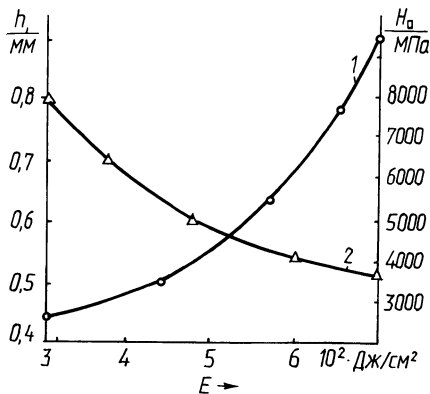


Рис. 1. Зависимости глубины проплавления (1) и микротвердости (2) от плотности энергии лазерного излучения

ДюрOMETрический анализ зоны термического влияния показал, что для ряда сталей наблюдается подзакалка детали. Так, если для стали 20 возрастание микротвердости наблюдалось всего лишь в слое глубиной ~ 50 мкм, то для стали 45 глубина закаленного слоя могла достигать 200–250 мкм. Следует отметить, что в этом случае в ЗТВ вблизи границы расплава можно было выделить более темный подслой толщиной ~ 30 –70 мкм, за которым следует основной. В основном слое значения микротвердости изменялись в пределах 2500–6000 МПа. Такой разброс значений связан с тем, что при скоростях нагрева более 100 тыс. К/с прекращается движение зеренных и межфазных границ даже при температурах, близких к температуре плавления, прекращается также диффузионный взаимообмен фаз [2]. Превращение перлит-аустенит идет в рамках исходных границ перлитных колоний, и структура закалки представляет собой мартенситные островки на месте бывшего перлита со средним содержанием углерода, соответствующим эвтектоидному составу в общей массе структурно-свободного феррита.

Подслоем вблизи границы расплавления представляет диффузионную зону, состоящую, по-видимому, из высоколегированных феррита и аустенитно-мартенситных структур. Известно [3], что при легировании феррита такими элементами, как Ni, Cr, составляющими основу порошков марки ПГСР, происходит возрастание его твердости. В свою очередь при насыщении стали этими элементами растет количество остаточного аустенита. Все это и приводит к тому, что распределение микротвердости в пределах данной зоны характеризуется лучшей однородностью (4600–5700 МПа).

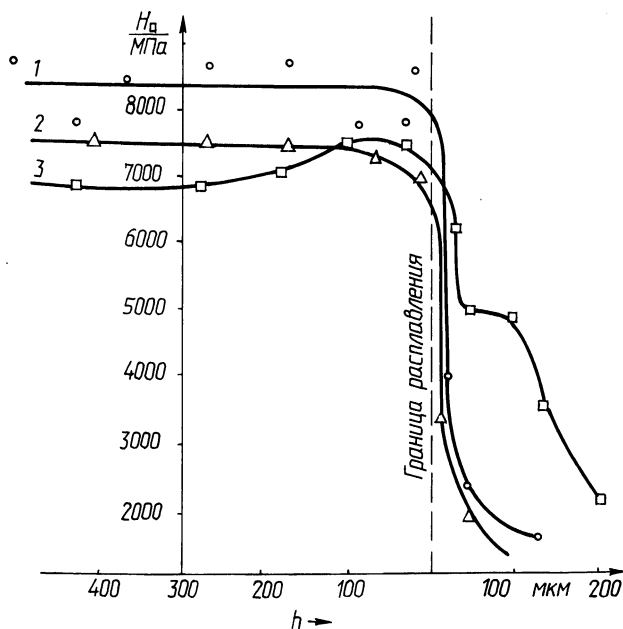


Рис. 2. Зависимости микротвердости по глубине при оплавлении:

1 - лазер (сталь 20); 2 - горелка (сталь 45); 3 - горелка + лазер (сталь 45)

Варьируя параметрами лазерного излучения для покрытий с толщиной $\sim 0,5$ мм, были подобраны оптимальные режимы оплавления, при которых наблюдалась хорошая адгезия оплавленного слоя с микротвердостью на 500–1000 МПа, превышающей твердость при стандартных методах оплавления. На рис. 2 представлены зависимости микротвердости по глубине оплавления в сравнении с оплавлением ацетилен-кислородной горелкой. Здесь же приведены результаты по дополнительному лазерному оплавлению слоя, предварительно оплавленному горелкой.

Таким образом, импульсный лазер может быть применен для локального оплавления ряда напыленных порошковых материалов. Проводя многократно процесс напыления и последующего оплавления небольших по толщине слоев, можно создать слои требуемых размеров, а также получать многослойные и композиционные покрытия.

ЛИТЕРАТУРА

1. I g o n s G.C. Laser fusing of flame sprayed coatings.— Weld. Journ., 1978, v. 57, N 12, p. 29–32.
2. А с т а п ч и к С.А. Фазовые и структурные превращения в сталях и сплавах при лазерном нагреве. — Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук, 1982, № 4, с. 30–37.
3. М е с ь к и н В.С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 684 с.

УДК 669.017.11

И.Ю. КУПРИЯНОВА,
П.А. ПАРХУТИК, канд-ты техн.наук,
Ч.С. МАРЕК (ФТИ АН БССР)

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ ГРАНУЛ ВТОРИЧНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПАКТНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Эффективность применения гранульной технологии для производства полуфабрикатов определяется двумя условиями:

- 1) возможностью получения при быстрой кристаллизации в сплаве особых структурных состояний (например, аномально пересыщенного твердого раствора, метастабильных фаз и т.д.);
- 2) степенью сохранения этих особенностей при переработке гранул в компактные полуфабрикаты.

Процессы компактирования гранул связаны с предварительными технологическими нагревами (сушка, брикетирование, прессование и др.), в результате которых происходят значительные изменения в структуре и свойствах полуфабрикатов по сравнению с исходной структурой гранул. В связи с этим необходимо оптимизировать температуру и время нагревов для сохранения "наследственности" литой структуры в готовых изделиях [1].

В настоящей работе исследовались изменения структуры и свойств гранул алюминиевых сплавов АК4М4, АК5М2 под влиянием различных режимов нагрева. Гранулы отливались при температуре расплава 850 °С центробежным способом в воду. Скорость охлаждения гранул различных фракций ($\varnothing 1-5$ мм) составляла 10^3-10^4 К/с.

При температуре сушки 120–180 °С и времени 10–60 мин микротвердость и макротвердость гранул из сплавов АК4М4 и АК5М2 изменяются сходным способом: исходная высокая твердость гранул (1300–1400 МПа), вызванная частичной закалкой с пересыщением твердого раствора и его естественным старением, несколько снижается уже в первые 10–20 мин выдержки при нагреве, а увеличение продолжительности сушки до 1 ч мало влияет на изменение твердости гранул. Следует отметить, что для мелких фракций гранул (1–3 мм), характеризующихся большей неравновесностью структуры, разупрочняющее действие нагревов оказывается более сильно: как микро-, так и макротвердость снижаются более интенсивно, чем для гранул больших размеров. Из полученных данных следует, что для сушки гранул больших размеров необходимо выбирать температуру 120–140 °С и выдержку при ней 10–20 мин. Такой режим сушки обеспечивает достаточно полное разупрочнение сплавов, а при небольших выдержках не происходит заметного окисления поверхности гранул.

Важнейшая операция технологического нагрева гранул, при которой происходит разупрочнение сплавов, — это брикетирование, сопровождаемое обычно небольшой подпрессовкой гранул при повышенных температурах — 350–450 °С. Для оценки структурных изменений и свойств гранул в процессе брикетирования производили закалку после нагревов при 350, 400 и 500 °С и выдержках от 5 до 120 мин. Изучали микроструктуру, микро- и макротвердость исследуемых сплавов АК5М2 и АК4М4. В зависимости от температуры и продолжительности нагрева при высоких температурах может происходить разупрочнение гранул, но возможно также и обратное насыщение твердого раствора легирующими элементами и частичная подзакалка при охлаждении тонких сечений на воздухе (своего рода нормализация) [2].

На рис. 1 показано изменение твердости гранул сплавов АК5М2 и АК4М4, высушенных по оптимальному режиму. Закалка с температур 300–350 °С не приводит к насыщению твердого раствора легирующими элементами и его упрочнению, а, наоборот, сопровождается некоторым разупрочнением сплава в связи с перестариванием. При закалке с 400 °С и выдержке до 1 ч наблюдается сначала сильное снижение микротвердости, а затем ее рост до ис-

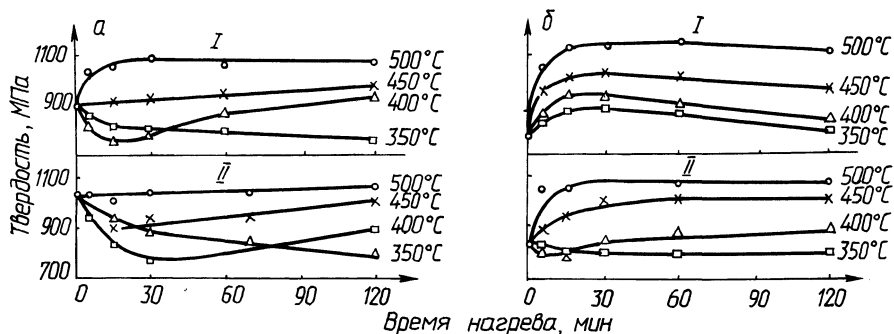


Рис. 1. Изменение микротвердости а-твердого раствора (I) и макротвердости гранул (II) сплавов АК5М2 (а) и АК4М4 (б) в зависимости от условий закалки

ходного значения вследствие преобладающего влияния насыщения твердого раствора. Снижению макротвердости сплава способствует и нарушение сплошности каркаса, коагуляция и сфероидизация эвтектических выделений.

Повышение температуры нагрева под закалку до 450 °С и особенно до 500 °С приводит к росту микротвердости α -твердого раствора, очевидно, за счет увеличения в нем содержания легирующих элементов. Макротвердость (II) гранул после нагрева при 450 °С несколько снижается во времени, а при 500 °С остается практически на исходном уровне (рис. 1, а).

В сплаве АК4М4 микротвердость (I) α -твердого раствора возрастает в результате закалки во всем исследованном интервале температур нагрева, особенно после нагрева 450–500 °С (рис. 1, б). Этому, по-видимому, способствует повышенное содержание меди в сплаве (4 % Cu). Наиболее интенсивное упрочнение происходит за счет легирования твердого раствора при нагреве в первые 15–30 мин. Увеличение длительности нагрева при 450–500 °С до 2 ч не приводит к возрастанию микротвердости. Макротвердость (II) гранул при закалке с 400 °С несколько снижается на первых этапах нагрева, а затем достигает исходного значения (рис. 1, б).

С учетом желаемого сохранения эффекта упрочнения, полученного в результате быстрой кристаллизации, предварительный нагрев гранул сплавов АК5М2 и АК4М4 перед операциями горячего пластического деформирования наиболее целесообразно проводить при температуре 350–400 °С в течение 15–30 мин.

Таким образом, с точки зрения наилучшего сохранения наследственной микроструктуры гранул оптимальными режимами технологических нагревов можно считать следующие: при сушке – 120–140 °С в течение 10–20 мин; при брикетировании – 350–450 °С для сплава АК5М2 и 400–450 °С для сплава АК4М4 в течение 15–30 мин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Колпашников А.И., Ефремов А.В. Гранулированные материалы. – М.: Металлургия, 1977. – 296 с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.

УДК 669.131.6

Л.Р. ДУДЕЦКАЯ, канд.техн.наук,
В.А. ТКАЧЕВА,
И.Ф. ЦЕДРИК (ФТИ)

ВЛИЯНИЕ СТРОНЦИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЧУГУНА И СТАЛИ

В последние годы при выплавке серого чугуна и стали наряду с традиционными получили применение более эффективные модификаторы на основе РЗМ и ЦЗМ.

Щелочно-земельные элементы используют, как правило, в виде сплавов с кремнием, которые из-за непостоянства состава не позволяют добиться ста-

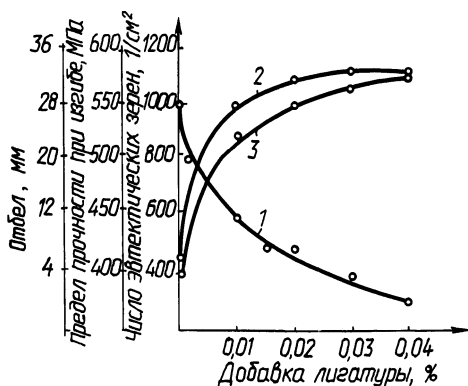


Рис. 1. Влияние добавки стронция на отбел (1), предел прочности при изгибе (2) и число эвтектических зерен (3)

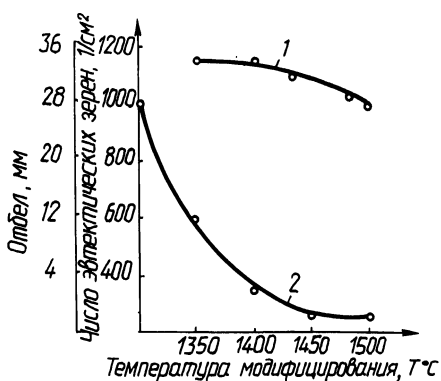


Рис. 2. Влияние температуры модифицирования на число эвтектических зерен (1) и отбел (2)

бильности свойств металла и объективно оценить вклад этих элементов в получаемые результаты.

В данной работе в качестве модификатора при выплавке серого чугуна и стали использовали сплав стронция с алюминием, содержащий 30 % стронция. Алюминий, как известно, является слабым модификатором и не оказывает существенного влияния на число эвтектических зерен и механические свойства чугуна. В стали он используется обычно как раскислитель и не может оказать дополнительного влияния на свойства.

Чугун, выплавленный в индукционной печи на основе литейных чугунов, стального и чугунового лома, имел следующий состав: С 3,42, Si 1,84, Mn 0,78, S 0,08, P 0,12 %. Добавка модификатора, вводимого в ковш, составляла от 0,1 до 0,4 % от массы жидкого металла. Определяли влияние добавки, температуры ввода и продолжительности выдержки на отбел клиновидной пробы, число эвтектических зерен и механические свойства отдельных отлитых образцов.

Как видно из рис. 1 и 2, действие модификатора практически максимально уже при его добавке 0,02 % от массы жидкого металла, что соответствует 0,006 % чистого стронция.

С повышением температуры металла от 1350 до 1450 °С происходит уменьшение отбела за счет графитизирующего влияния продуктов реакции стронция с примесями. Число эвтектических зерен при этом достигает максимума при температуре 1350 °С, а затем постепенно уменьшается.

Зависимость отбела и числа эвтектических зерен от продолжительности выдержки чугуна после модифицирования имеет характерный для большинства модификаторов вид кривых с перегибом, приходящийся на двухминутную выдержку (рис. 3). Особенность действия модификатора заключается в медленном снижении указанных свойств. Имеется полная корреляция между числом эвтектических зерен и пределом прочности при изгибе (рис. 1), который возрастает при введении в чугун 0,02 % лигатуры примерно на 30 %.

Исследовали также влияние стронция на механические свойства стали 45Л. Плавку вели в индукционной печи. Раскисление металла кремнием и марган-

Т а б л и ц а 1. Влияние стронция на механические свойства стали 45Л

Условия модифицирования	Механические свойства				
	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ , %	a_n , МДж/м ²	НВ
0,15 % Al	695	360	8,0	0,32	197
0,15 % Al + 0,02 % лигатуры	695	370	12,0	0,37	187
0,15 % Al + 0,05 % лигатуры	690	370	12,0	0,40	187
0,15 % Al + 0,2 % лигатуры	700	380	12,0	0,48	187

Т а б л и ц а 2. Изменение содержания серы и фосфора в чугуна, модифицированном стронцием

Добавка лигатуры	S, %	P, %
Исходный чугун	0,089	0,155
0,2 % от массы жидкого металла	0,081	0,153
0,5 % от массы жидкого металла	0,079	0,143

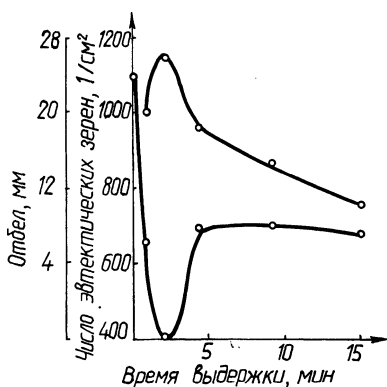


Рис. 3. Влияние выдержки серого чугуна после модифицирования на число эвтектических зерен (1) и отбел (2)

цем осуществляли в тигле, после чего в ковш вводили алюминий из расчета 0,15 % от массы жидкого металла совместно с алюминиево-стронциевой лигатурой. Механические свойства определяли на образцах, вырезанных из треновых проб и подвергнутых нормализации (нагрев до 800 °С, выдержка в течение 2 ч, охлаждение на воздухе). Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Как видно из приведенных данных, модифицирование стронцием повышает пластичность и вязкость стали, не оказывая существенного влияния на прочность. Особенностью сталей с добавками стронция является пониженная твердость, что, возможно, связано с измельчением первичного зерна и размеров, формы и распределения неметаллических включений, в первую очередь сульфидов.

По данным химического анализа чугуна, модифицированного стронцием, последний способствует снижению содержания серы и фосфора (табл. 2).

Полученные данные свидетельствуют о перспективности использования модификаторов, содержащих стронций, для повышения механических свойств улучшения структуры и обрабатываемости серого чугуна и стали.

УДК 620.197–621.7.044.2

Г.Г. ГОРАНСКИЙ, канд.техн.наук (БПИ),
Л.Б. ДЕМЬЯНОВИЧ (Бр НПО ПМ)

КОНТАКТНАЯ КОРРОЗИЯ БИМЕТАЛЛА СтЗ-АДО В КОНСТРУКЦИИ ТОКОПОДВОДА ЭЛЕКТРОЛИЗЕРА АЛЮМИНИЯ

Цель работы заключается в стабилизации строения и свойств сваренного взрывом переходника СтЗ-АДО для замены болтового соединения стальных и алюминиевых элементов в конструкции токоподвода электролизера сварным.

Параметры сварки взрывом (СВ) влияют на степень пластической деформации приконтактных слоев металлов. Последняя же определяет склонность композиции к контактной коррозии (рис. 1). По диаграммам коррозии биметалла СтЗ-АДО рассчитаны степени анодного и катодного контроля процесса, глубинный показатель коррозии $K_{\text{г}}$, коэффициент пассивации π . Увеличение склонности биметалла к контактной коррозии связано с возрастанием площади анодных участков за счет образования при СВ в зоне шва интерметаллидных включений типа Fe_nAl_m (рис. 2). Их электрохимический потенциал выше потенциала алюминия, являющегося в системе СтЗ-АДО анодом. Максимум π при минимальном $K_{\text{г}}$ для сваренного взрывом биметалла СтЗ-АДО имеет место при полном отсутствии в зоне шва интерметаллидных включений. Последнее реализуется в диапазоне режимов СВ, обеспечивающих уровень пластической деформации стали 10–12%. Длительная эксплуатация композиции при $t = 350^\circ\text{C}$ приводит к образованию и росту многофазной интерметаллидной прослойки, что обуславливает падение служебных характеристик биметалла.

В этой связи особое внимание было уделено созданию барьерных слоев, сохраняющихся при СВ и затрудняющих диффузию компонентов при последующем нагреве. Для композиции СтЗ-АДО оптимальным признано размеще-

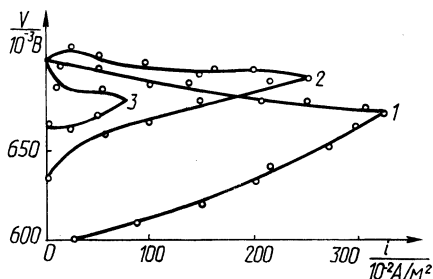


Рис. 1. Диаграммы коррозионной системы сталь СтЗ – алюминий АДО в 0,1 N растворе NaCl

1 – степень пластической деформации стали в зоне сварного шва $\epsilon = 32\%$; 2 – $\epsilon = 12\%$; 3 – $\epsilon = 12\%$, между сталью СтЗ и алюминием АДО введена барьерная прослойка азотированной стали с содержанием азота 0,03%

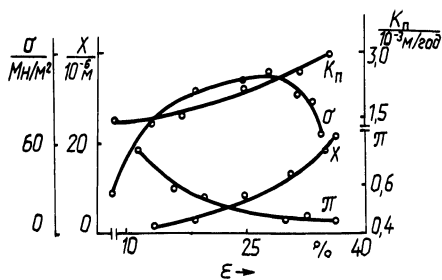


Рис. 2. Влияние пластической деформации в зоне сварного шва на строение и свойства переходной зоны биметалла Ст3-АДО (σ — прочность соединения; X — число включений; K_{II} — глубинный показатель коррозии; π — коэффициент пассивации в 0,1 N растворе NaCl)

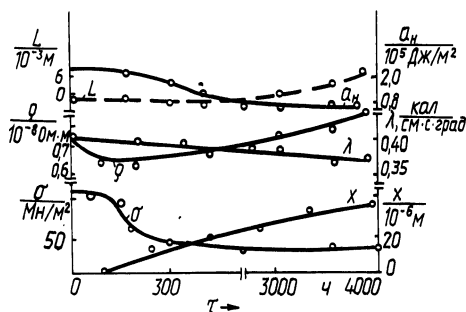


Рис. 3. Физико-механические свойства переходной зоны биметалла Ст3-АДО в процессе его эксплуатации в конструкции токоподвода электролизера алюминия ($t = 300-350^\circ\text{C}$, $I = 101 \text{ кА}$): σ — прочность соединения; a_n — ударная вязкость; X — количество интерметаллидов; ρ — удельное электросопротивление; λ — удельная теплопроводность; L — глубина коррозионных трещин

ние промежуточной прокладки (толщиной 0,5–0,8 мм) из углеродистой стали, предварительно азотированной в атмосфере аммиака при 700–720 °C в течение 1 ч. В этом случае содержание азота в слое до 200 мкм составляет около 0,03 %. Азот присутствует в форме нитридов железа, диссоциирующих при нагреве с образованием пленки нитридов алюминия. Последняя существенно тормозит диффузию компонентов и образование интерметаллидов. Это обстоятельство способствует повышению ряда физико-механических свойств биметалла, позволяя сохранять их в течение длительного времени на требуемом для нормальной эксплуатации электролизеров уровне (рис. 3).

Применение переходников Ст3-АДО в конструкции электрододержателей электролизеров алюминия позволяет снизить потери по напряжению в 4,6 раза при увеличении срока эксплуатации в 1,8 раза. Экономический эффект от внедрения биметалла на Красноярском алюминиевом заводе в 1983 г. превысил 210 тыс. руб.

УДК 621.791.044.2

А.С. МАСАКОВСКАЯ, канд.техн.наук (БПИ)

К ВОПРОСУ О МАСШТАБНОМ ФАКТОРЕ ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛОВ

Для обеспечения прочного соединения металлов в твердой фазе необходима реализация критической степени пластической деформации. Процесс соединения металлов можно представить как химическую реакцию, в результате которой между атомами двух соединяемых поверхностей образуются энергетически устойчивые конфигурации электронов, которые присущи атомам внутри металла. Для образования стабильных конфигураций электронов необ-

ходимо соединяемым поверхностям сообщить определенную энергию. При высокоскоростном соударении в металлическом образце возникает ударный фронт, который в определенном интервале давлений распадается на две волны сжатия: упругую и следующую за ней пластическую. Упругая волна повышает активность атомов в поверхностном слое и как следствие — активизируются источники дислокаций. Следующая за упругой волной — пластическая — генерирует дислокации и движение вместе с ними до тех пор, пока скорость движения самих дислокаций не начнет уменьшаться. Таким образом, для активации атомов поверхности необходима энергия для образования и движения дислокаций, которые выносят на поверхность определенную энергию.

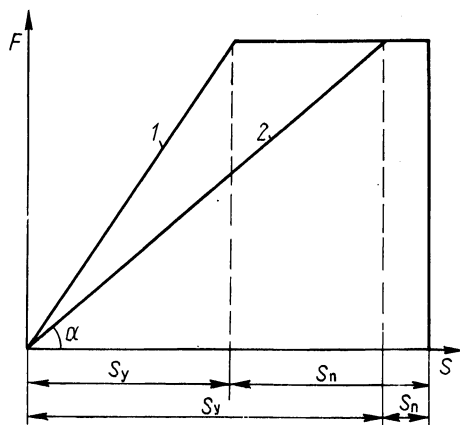


Рис. 1. Диаграммы расхода энергии при ударе образцов разной толщины

Толщины метаемой и основной заготовок существенно влияют на сдвиговую деформацию в зоне соединения, которая должна превышать некоторое значение, чтобы затрачиваемая на деформацию энергия обеспечивала необходимую степень активации контактирующих поверхностей.

Рассмотрим соотношение упругих и пластических перемещений при импульсном нагружении. Работа деформации представляется в виде суммы упругой и пластической составляющих $E = E_y + E_{\pi} = \frac{1}{2} F S_y + F S_{\pi}$, где F — максимальное усилие; S_y — упругое перемещение; S_{π} — пластическое перемещение. Полное перемещение может быть записано в виде $S = S_y + S_{\pi}$.

На рис. 1 построен график 1 для ударной осадки образца толщиной H_1 с упругим S_y^1 и пластическим S_{π}^1 перемещениями и график 2 для ударной осадки образца толщиной $H_2 > H_1$ с упругим S_y^2 и пластическим S_{π}^2 перемещениями. Как следует из рис. 1, происходит уменьшение доли энергии пластической деформации при ударе образца с $H_2 > H_1$.

Полная энергия, передаваемая метаемой пластине E , подводится к контактной поверхности в виде продольной и поперечной составляющих.

Отношение пластических перемещений от действия поперечной и продольной волны можно записать следующим образом:

$$\beta = \frac{S_{2\pi}}{S_{1\pi}} = \frac{\left(E \frac{\gamma}{1+\gamma^2} - \frac{1}{2} \frac{N_2^2}{E^0 H_1^2} \right) N_1}{\left(E \frac{1}{1+\gamma^2} - \frac{1}{2} \frac{1}{E^0 H^2} N_1^2 \right) N_2}, \quad (1)$$

где $S_{1\pi}$, $S_{2\pi}$ — пластические смещения в продольном и поперечном направлениях; N_1 — тангенциальная составляющая силы деформирования на границе

раздела метаемой и основной пластин; N_2 — нормальное давление со стороны метаемой пластины; H — толщина пластины; l — длина контакта между свариваемыми пластинами; $\gamma = n \frac{\mu}{1-\mu}$, где μ — коэффициент Пуассона.

Анализ выражения (1) показывает, что с уменьшением толщины свариваемых пластин или при увеличении длины контакта при прочих равных условиях пластическая деформация в поперечном направлении возрастает.

Таким образом, изменение размеров соударяемых пластин приводит к перераспределению энергии в очаге деформации.

УДК 621.791.044.2

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, канд.техн.наук,
Ю.Г. АЛЕКСЕЕВ,
В.С. НИСС (БПИ)

СХЛОПЫВАНИЕ ТОЛСТОСТЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА

Существующее описание процесса схлопывания металлических труб оказывается некорректным при метании толстостенных труб энергией взрыва. Это связано со значительной инерцией стенки трубы и поэтому начальное состояние газообразных продуктов детонации должно определяться не состоянием Чепмена—Жуге, а моделью мгновенной детонации. При использовании низкобризантного ВВ (аммонит 6ЖВ) на закон движения трубы оказывает влияние сопротивление металла деформированию. На рис. 1 представлены характерные зависимости скорости движения стенки трубы V от пройденного пути S : для тонкостенных труб при использовании условия Чепмена—Жуге (кривая А), мгновенной детонации (кривая В), аналитическая аппроксимация (кривая Г),

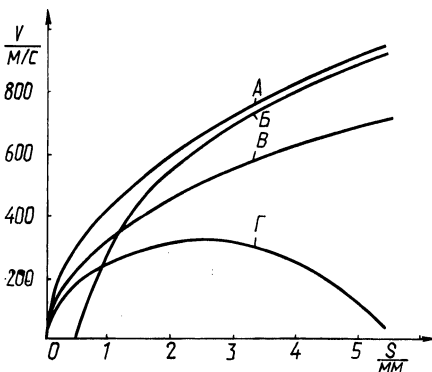


Рис. 1. Изменение скорости V стенки трубы от пройденного пути S при наружном метании

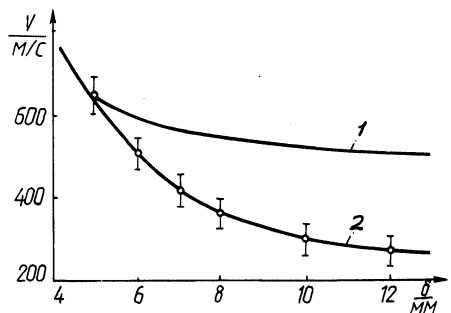


Рис. 2. Зависимость скорости V стенки трубы из стали 45 от начальной толщины стенки δ на зазоре 5 мм: 1 — теоретическая кривая; 2 — экспериментальная кривая

кривой А (кривая Б). Для схлопывания толстостенных труб авторами получена кривая Г.

Для толстостенных труб функция скорости имеет максимум, после которого наблюдается торможение трубы в результате действия сил сопротивления деформации металла.

Экспериментальные исследования осуществлялись с использованием электронных частотомеров ЧЗ-12 с погрешностью не более 2 %.

На рис. 2 представлена зависимость скорости полета трубы (стали 45) на зазоре 5 мм от начальной толщины стенки δ . Начальный внутренний радиус трубы $r_{20} = 22,5$ мм. Заряд – аммонит 6ЖВ толщиной 40 мм. Анализ кривых рис. 1 показывает, что влияние сил прочности сказывается при соотношении $\delta/r_{20} > 0,2$.

Математическая модель процесса схлопывания выполнена при следующих предположениях: материал трубы несжимаем; расширение продуктов детонации (ПД) – одномерное; для ПД справедливо уравнение $P = A\rho^k$, где P и ρ – давление и плотность в ПД; A и k – постоянные.

Для элементарного объема скорость изменения работы сил прочности при деформировании

$$\frac{dA_{ci}}{dt} = \left(\sigma_{so} + E' \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{r}{r_0} \right) \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{1}{r} \frac{dr}{dt},$$

где σ_{so} – начальный динамический предел текучести; E' – модуль упругости; r – текущий радиус элементарного объема. Переходя от элементарного объема к трубе единичной длины, получим

$$\frac{dA_c}{dt} = \int_0^{2\pi} \int_{r_2}^{r_1} \frac{dA_{ci}}{dt} r d\varphi dr, \quad (1)$$

где r_1 и r_2 – текущие наружный и внутренний радиусы трубы; φ – угловая координата. Решаем уравнение (1) с учетом условий неразрывности течения $r_1 V_1 = r_2 V_2$ (2) и сохранения объема $r_1^2 - r_2^2 = r_{10}^2 - r_{20}^2$ (3)

$$\frac{dA_c}{dt} = 2\pi r_1 V_1 \left\{ \frac{2\sigma_{so}}{\sqrt{3}} \ln \frac{r_1}{r_2} + \frac{2E'}{3} \left[\ln \frac{r_1}{r_2} \ln(r_1 r_2) - \int_{r_2}^{r_1} \frac{\ln(r^2 + r_{10}^2 - r_1^2)}{r} \cdot dr \right] \right\},$$

где V_1 – текущая скорость наружной поверхности трубы; r_{10} , r_{20} – начальный наружный и внутренний радиус трубы. Скорость изменения кинетической энергии трубы единичной длины определяется выражением

$$\frac{dE}{dt} = 2\pi \rho_1 r_1 V_1 \left\{ V_1^2 \ln \frac{r_1}{r_2} + r_1 \frac{dV_1}{dt} \ln \frac{r_1}{r_2} + \frac{V_1^2}{2} \left[1 - \left(\frac{r_1}{r_2} \right)^2 \right] \right\}.$$

Скорость изменения работы, совершаемой расширяющимся газом над стенкой трубы, определяется выражением $\frac{dA}{dt} = -2\pi r_1 V_1 P_1$, где P_1 — давление ПД на границе с наружной стенкой трубы. Исходя из закона сохранения энергии

$$\frac{dA}{dt} + \frac{dA_c}{dt} = \frac{dE}{dt},$$

$$\frac{dV_1}{dt} = \frac{1}{r_1 \ln(r_1/r_2)} \left\{ \left[\frac{2\sigma_{so}}{\rho_1 \sqrt{3}} + \frac{2E'}{3} \ln(r_1 r_2) - V_1^2 \right] \ln \frac{r_1}{r_2} + \right.$$

$$\left. + \frac{V_1^2}{2} \left[\left(\frac{r_1}{r_2} \right)^2 - 1 \right] - \frac{P_1}{\rho_1} - \frac{2E'}{3} \int_{r_2}^{r_1} \frac{\ln(r^2 + r_{10}^2 - r_1^2)}{r} \cdot dr \right\}. \quad (5)$$

Одномерное движение газа описывается уравнениями

$$\frac{\partial V}{\partial t} + V \frac{\partial V}{\partial r} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial P}{\partial t} + V \frac{\partial \rho}{\partial r} + \rho \frac{\partial V}{\partial r} + \frac{\rho V}{r} = 0. \quad (6)$$

Уравнения (2), (3), (5), (6) образуют замкнутую систему, решение которой осуществлялось методом характеристик на ЭВМ.

Для определения значений σ_{so} и E' экспериментально строится зависимость V от S (кривая Г, рис. 1) для конкретного материала. На ЭВМ подбираются коэффициенты σ_{so} и E' в уравнении (4), позволяющие аппроксимировать эмпирическую зависимость. Предложенная методика позволяет определять динамические характеристики материала с точностью $\pm 10\%$.

Данная математическая модель позволяет описать процесс метания плоских вставок в клиновые пазы, используемый при изготовлении режущего инструмента. Эта задача является частным случаем схлопывания стенки трубы, сходящейся к линии пересечения граней паза. Принимается допущение о радиальном характере движения частиц материала вставки и о незначительном влиянии сил трения по боковым граням.

СОДЕРЖАНИЕ

I. Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Зан Н.В. Анализ напряженного состояния при дорновании труб	3
Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Шиманович И.М. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке.	6
Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Требования к технологической пластичности материала сильфонных трубок-заготовок	9
Безверхий М.С., Сычев Н.Г. Деформация полосы при прокатке с поперечным сдвигом	11
Давидович Л.М. Установка для гидростатического волочения тонкой проволоки.	16
Красневский С.М., Макушок Е.М. Оценка изменения предела прочности от степени использования запаса пластичности	18
Матусевич А.С. Силовое взаимодействие волокон с матрицей при формировании композиций	21
Калиновская Т.В., Дмитриевич Д.И., Волчуга В.В., Ганусевич А.А. Определение коэффициента осесимметричности контактной площадки при поверхностном пластическом деформировании.	24
Тюрин Л.Н., Чернига Л.Е., Степаненко А.В. Рациональные режимы обработки давлением алюминиевой бронзы БрАЖ9-4	26
Копылов В.И., Баркан О.В., Покутная М.В. Тонкая структура никеля после холодного пластического деформирования простым сдвигом.	29
Винерский С.Н., Логачев М.В. Волочение труб с ультразвуком при использовании мощных колебательных систем	32
Дьяконов О.М. Геометрический фактор в процессах высокоскоростного выдавливания полостей	36
Слабодкин В.Ю., Габриелов И.П. Анализ механизма уплотнения порошковых материалов в некоторых схемах формования	37

II. Литейное производство

Неменёнок Б.М., Галушко А.М., Стриженков М.И., Беседин В.М. О расширении области применения вторичного сплава АК5М2	40
Неменёнок Б.М., Долгий Л.П., Маркаров Ю.В., Бубнов Б.П. Влияние химического состава и микролегирования на свойства сплава АЛ4	41
Михальцов А.М., Бахмат В.А., Алешко В.А., Хацкевич В.А. Истечение газов через тонкие вентиляционные каналы при литье под давлением	43
Михайловский В.М., Королев В.М., Дорошко И.В., Шайбел Л. Ударная вязкость синтетического высокопрочного чугуна с добавками РЗМ	45
Тютюв В.И., Гринберг В.А., Земсков И.В., Столярова Г.И. Расчет технологических параметров непрерывного литья	48
Гаранин Г.А., Демченко Е.Б., Крутилин А.Н., Войтюк Б.В. Расчет кинетики разогрева отливки за пределами кристаллизатора	50
Бестужев Н.И., Розум В.А., Чайкин В.А., Стрельчик А.К. Оптимизация процесса рафинирующей обработки чугуна редкоземельными металлами.	52
Леках С.Н., Слущкий А.Г., Трибушевский В.Л. Анализ процесса восстановления из шлака окислов легирующих элементов при плавке чугуна.	54
Андреев Г.Ф., Шейнерт В.А., Братковский М.А., Жемойтель В.С. Исследование и разработка процесса внутриформенного модифицирования высокопрочного чугуна компактными вставками	56

Белый О.А., Глуховский В.И., Васкевич А.Ф. Исследование процесса теплообмена в трубах Вентури	57
Ковалев П.П., Дмитриевич А.М. Разделительное покрытие для автоматических формовочных линий	59
Соболев В.Ф., Юджин Ннука, Чичко А.Н. О природе действия модификатора в литых сплавах	60
Рудницкий Ф.И., Чичко А.Н., Юджин Ннука. Влияние модифицирования на механические и физические свойства сплавов	62
Кукуй Д.М., Мельников А.Т., Кечин Д.О. Влияние состава противопригарных покрытий на формирование газовой фазы на границе металл–форма	63
Гурин С.С., Клещенок Г.И. Устройство для десульфурации чугуна методом инжекционного ввода реагента под поверхность расплава	65
Уваров Б.И., Мельников А.Т., Ливенцев В.Е., Грищенко С.Е. Исследование и совершенствование свойств керамических форм для стального литья	68
Клышко А.А., Шевчук В.В., Тарлецкий Н.П., Дробенкова Г.Н. Исследование возможности интенсификации процесса регенерации жидкостекольных смесей с помощью ультразвуковых колебаний	69
Гурвич Э.А., Жвавый Н.П., Жмакин Н.П. Влияние геометрических параметров металлической формы на глубину отбела чугуновой отливки	71
Калиниченко А.С., Княжище М.А., Никифоров А.А. Теоретический и экспериментальный анализ теплового режима заводского кокиля	73
Есьман Р.И., Жвавый Н.П., Матюш Е.С. Расчет стойкости металлических литейных форм	74
Гурвич Э.А., Есьман Р.И., Сычиков Э.Д. К выбору геометрических параметров расположения каналов охлаждения пресс-форм при литье под высоким давлением	76

III. Металловедение и термическая обработка металлов

Ляхович Л.С., Щербаков Э.Д., Борисов В.Г., Вейник В.А. Жаростойкость алюминидных покрытий при циклическом изменении температуры испытаний	78
Ляхович Л.С., Кухарев Б.С., Кухарева Н.Г., Исламов А.М. Сравнительная оценка коррозионной стойкости диффузионных покрытий на основе хрома с использованием электрохимических методов	80
Ворошнин Л.Г., Гоян В.В. Влияние легирования алюминиевых и цинковых покрытий на коррозионную стойкость углеродистых сталей в атмосферных условиях	82
Ворошнин Л.Г., Блох Е.М. Численные расчеты диффузионного роста карбидов в легированных сталях	84
Хусид Б.М., Хина Б.Б., Борисов Ю.Г. Исследование насыщающей способности сред для диффузионной металлизации	86
Кухарев Б.С., Башлак С.Д., Ващев С.Е., Ошуйко Т.А. Износостойкость диффузионных покрытий на стали	89
Левченко Г.М., Ломако А.В., Калужских О.В., Раднаев А.Р. Жаростойкость и электрохимические свойства тугоплавких соединений и композиций на их основе	91
Побережный С.В., Иванецкий Н.И., Борисенок Г.В. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на твердых сплавах	94
Мионович В.В., Васильев Л.А., Борисенок Г.В. Диффузионная металлизация сегнетокерамики	96
Кухарева Н.Г., Скачкова Е.О., Мартынюк И.М. Технологический процесс диффузионного цинкования изделий из алюминиевых сплавов	98
Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Заяц С.Л. Разработка и исследование обмазок для борирования стальных изделий	99

Бельский Е.И., Траймак Н.С., Стасюлевич В.А. Свойства биметаллических материалов с промежуточными легкоплавкими прослойками	101
Тофпенец Р.Л., Марселино Рейнага, Рудницкий Ф.И. Рентгеновское исследование остаточного аустенита и субструктуры в модифицированной стали Р6М5	103
Алешин А.В., Голубев В.С., Новиков А.А., Сахнович В.Т. Применение лазерного излучения для оплавления слоев, получаемых газопламенным напылением	105
Куприянова И.Ю., Пархутик П.А., Марек Ч.С. Оптимизация технологических нагревов гранул вторичных сплавов алюминия при получении компактных полуфабрикатов.	108
Дудецкая Л.Р., Ткачева В.А., Цедрик И.Ф. Влияние стронция на структуру и механические свойства чугуна и стали	110
Горанский Г.Г., Демьянович Л.Б. Контактная коррозия биметалла Ст3-АДО в конструкции токоподвода электролизера алюминия	113
Масаковская А.С. К вопросу о масштабном факторе при сварке металлов	114
Ковалевский В.Н., Алексеев Ю.Г., Нисс В.С. Схлопывание толстостенных металлических труб энергией взрыва	116

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 19

Зав. редакцией *А.Я. Канторович*
Редактор *Г.В. Вагабова*
Мл.редактор *А.Я. Сыромятникова, Т.И. Крючкова*
Худож.редактор *И.А. Демковский*
Техн.редактор *Л.И. Счисленок*
Корректор *З.Б. Звонарева*
Оператор *И.В. Скубий*

ИБ № 1877

Подписано в печать 05.10.84 г. АТ 15203. Формат 60х90 1/16. Бумага Офсет. Гарнитура
Пресс-Роман. Офсет. печать. Усл.печ.л. 8,25. Усл.кр.-отт. 8,625. Уч.-изд.л. 9.55. Тираж
754 экз. Зак.5473. Цена 1 р. 50 к.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета БССР по делам изда-
тельств, полиграфии и книжной торговли. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография "Победа". Молодечно, ул. Тавлая, 11.

Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве "Вышэйшая школа".

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.774

Степаненко А.В., Зан Н.В. Анализ напряженного состояния при дорновании труб. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 3–5

Производится анализ напряженного состояния при дорновании труб и формулы для расчета усилия и максимальной степени деформации за один проход при дорновании. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.983.44.01

Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Шиманович И.М. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 6--8.

Проводится сравнительный анализ известных и предложенной авторами формул для расчета высоты микронеровностей поверхности, получаемой после ротационной вытяжки с утонением шариковыми матрицами планетарного типа. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.983:621.787

Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Требования к технологической пластичности материала сильфонных трубок-заготовок. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 9–11

Приведены результаты исследований циклопрочности сильфонов, формируемых из трубок-заготовок с различной технологической пластичностью. Показано, что увеличение на 20 % пластичности трубок, минимально необходимой для гидроформования сильфонов, способствует 1,5–2,0-кратному повышению их ресурса работы. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.771

Безверхий М.С., Сычев Н.Г. Деформация полосы при прокатке с поперечным сдвигом. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 11–16

Прокатка с поперечным сдвигом характеризуется закручиванием полосы вокруг оси прокатки. Рассмотрена причина закручивания и определен возможный путь устранения его.

Показано, что неодинаковые условия уширения металла приводят к возникновению дополнительных напряжений. — Ил. 1.

УДК 621.771

Давидович Л.М. Установка для гидростатического волочения тонкой проволоки. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 16–18

Рассмотрены преимущества комбинированного способа, получения микропроволоки, включающего элементы волочения и гидропрессования металла. Предложена схема установки для волочения микропроволоки под гидростатическим давлением. — Ил. 1.

УДК 621.771.013

Красневский С.М., Макушок Е.М. Оценка изменения предела прочности от степени использования запаса пластичности. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 18–20

Рассматривается оценка изменения прочностных свойств материала при пластическом формоизменении в зависимости от степени использования запаса пластичности и показателя напряженного состояния, основанная на кинетическом уравнении повреждаемости. — Библиогр. 2.

УДК 539.374

М а т у с е в и ч А.С. Силовое взаимодействие волокон с матрицей при формировании композиций. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 21–23

Исследовано силовое взаимодействие составляющих в процессах твердофазного получения композиционных материалов. Показано, что для сохранения целостности волокон должно быть как минимум четырехкратное превышение предела текучести волокна над матрицей в температурно-скоростных условиях формирования композиций. Теоретические зависимости подтверждаются экспериментальными данными. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.77:621.787.4

Определение коэффициента осесимметричности контактной площадки при поверхностном пластическом деформировании/Т.В. Калиновская, Д.И. Дмитриевич, В.В. Волчуга, А.А. Ганусевич. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 24–26

Предлагается метод расчета коэффициента осесимметричности контактной площадки при вдавливании обкатного инструмента в поверхности различной кривизны, основанный на определении геометрических параметров пересечения жестких контуров детали и инструмента. Расчетные данные сравниваются с экспериментальными. — Ил. 2.

УДК 621.7.011:669.2/8

Т ю р и н Л.Н., Чернига Л.Е., Степаненко А.В. Рациональные режимы обработки давлением алюминиевой бронзы БрАЖ9-4. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 26–28

Исследовали влияние температуры и степени деформации на прочностные и пластические свойства бронзы БрАЖ9-4 и ее деформируемость. Рекомендованы рациональные температурные режимы обработки давлением бронзы. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 539.386

К о п ы л о в В.И., Б а р к а н О.В., П о к у т н а я М.В. Тонкая структура никеля после холодного пластического деформирования простым сдвигом. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 29–32

Изучены особенности изменения тонкой структуры и субструктурного упрочнения никеля Ni после холодной обработки простым сдвигом с интенсивностями накопленных деформаций $\Gamma = 2-12$. Показано, что основные изменения тонкой структуры связаны с увеличением среднеквадратичных деформаций решетки и концентрации деформационных и двойниковых дефектов упаковки. — Ил. 2. Табл. 2. Библиогр. 5.

УДК 621.774.372:621.9.048.6

В и н е р с к и й С.Н., Л о г а ч е в М.В. Волочение труб с ультразвуком при использовании мощных колебательных систем. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 32–36

Приведены результаты исследований при оправочном и безоправочном волочении труб с ультразвуком.

Показано, что применение конического волновода с большим поперечным сечением, возбуждаемого двумя магнитострикционными преобразователями, позволяет повысить

эффективность воздействия ультразвука в 1,6–1,82 раза при безоправочном и в 1,45–1,73 раза при оправочном волочении. – Ил. 3. Табл. 2. Библиогр. 1.

УДК 531.781.2

Дьяконов О.М. Геометрический фактор в процессах высокоскоростного выдавливания полостей. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 36–37

Приведены результаты экспериментального исследования влияния геометрии бойка на силовые параметры высокоскоростного выдавливания полостей. Даны рекомендации по расчету силового режима процесса для полостей произвольной формы вращения. – Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.762.4

Слабодкин В.Ю., Габриелов И.П. Анализ механизма уплотнения порошковых материалов в некоторых схемах формования. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 37–39

На основании данных литературных источников и проведенных исследований даны пути целенаправленного поиска рациональных схем формования порошковых материалов. – Табл. 1.

УДК 669.715.018

О расширении области применения вторичного сплава АК5М2/Б.М. Немененок, А.М. Галушко, М.И. Стриженков, В.М. Беседин. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 40–41

Приведены результаты лабораторных плавок сплава АК5М2 с модифицирующими и рафинирующими добавками. Показана возможность использования данного сплава для получения отливок головки цилиндров двигателя 968-МеМЗ. – Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.715.018

Влияние химического состава и микролегирования на свойства сплава АЛ4/Б.М. Немененок, Л.П. Долгий, Ю.В. Маркаров, Б.П. Бубнов. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 41–43

Приведены результаты опытных плавок по влиянию основных компонентов сплава АЛ4 на механические свойства и жидкотекучесть. Даны рекомендации по увеличению жидкотекучести сплава АЛ4 и снижению веса отливок. – Табл. 1.

УДК 621.74.043.2:621.892

Истечение газов через тонкие вентиляционные каналы при литье под давлением/ А.М. Михайлов, В.А. Бахмат, В.А. Алешко, В.А. Хацкевич. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 43–45

Представлен расчет скорости ламинарного течения газов в вентиляционных каналах при литье под давлением. Установлено, что скорость ламинарного течения газов зависит от их температуры, давления, глубины и длины вентиляционного канала. – Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.74:669.131.7

Ударная вязкость синтетического высокопрочного чугуна с добавками РЗМ / В.М. Михайловский, В.М. Королев, И.В. Дорожко, Л. Шайбе. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 45–48

Приведены результаты исследований по отдельному влиянию элементов-сфероидизаторов графита на ударную вязкость высокопрочного чугуна при комнатной и отрицательной температурах. Проанализирован механизм разрушения высокопрочного чугуна в зависимости от формы и распределения графитных включений. – Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.74.047

Расчет технологических параметров непрерывного литья/В.И. Тутов, В.А. Гринберг, И.В. Земсков, Г.И. Столярова. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 48–50

Приведена методика расчета основных технологических параметров для непрерывного литья полых цилиндрических заготовок. – Библиогр. 3.

УДК 621.74.04

Расчет кинетики разогрева отливки за пределами кристаллизатора/Г.А. Гаранин, Е.Б. Демченко, А.Н. Крутилин, Б.В. Войтюк. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 50–52

Показана зависимость температуры поверхности отливки от скорости литья и необходимость ее снижения для предотвращения прорыва корки. – Ил. 1. Табл. 1.

УДК 669.14.018.292

Оптимизация процесса рафинирующей обработки чугуна редкоземельными металлами/Н.И. Бестужев, В.А. Розум, В.А. Чайкин, А.К. Стрельчик. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 52–53

Рассмотрены пути оптимизации предварительной обработки расплава РЗМ, позволяющие осуществить более глубокое рафинирование расплава. – Табл. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.745.554.669

Л е к а х С.Н., С л у ц к и й А.Г., Т р и б у ш е в с к и й В.Л. Анализ процесса восстановления из шлака окислов легирующих элементов при плавке чугуна. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 54–55

Показана возможность легирования чугуна за счет использования в качестве носителей легирующих элементов их окислов, что существенно снижает стоимость легирования и расширяет перспективы применения в промышленности упрочненных чугунов. – Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 669.046.516.669.131.7

Исследование и разработка процесса внутриформенного модифицирования высокопрочного чугуна компактными вставками/Г.Ф. Андреев, В.А. Шейнерт, М.А. Братковский, В.С. Жемойтель. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 56–57

Приведены результаты исследований факторов, влияющих на интенсивность реагирования компактной модифицирующей вставки с расплавом при получении высокопрочного чугуна методом внутриформенного модифицирования. Выявлены оптимальные параметры процесса. – Ил. 2.

УДК 669.162.252 (430.1)

Б е л ы й О.А., Г л у х о в с к и й В.И., В а с к е в и ч А.Ф. Исследование процесса теплообмена в трубах Вентури. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 57–58

Исследованы процессы теплообмена в трубе Вентури. В качестве независимых переменных были выбраны: удельное орошение, температура орошающей жидкости и поступающего на очистку газа.

Установлено, что наиболее сильно влияющим фактором является удельное орошение. — Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.744.079 (088.8)

К о в а л е в П.П., Д м и т р о в и ч А.М. Разделительное покрытие для автоматических формовочных линий. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 59–60

Разработан состав разделительного покрытия на основе жидких гидрофобных противопригарных материалов со значительным выходом пироуглерода в процессе взаимодействия с расплавом. Предложенное покрытие позволило стабилизировать противопригарные свойства формы и тем самым улучшить качество поверхности чугунных отливок, получаемых на автоматических линиях. — Ил. 1.

УДК 621.746.6

С о б о л е в В.Ф., Н н у к а Ю д ж и н, Ч и ч к о А.Н. О природе действия модификатора в литых сплавах. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 60–62

Изучено влияние модифицирующих элементов на механические и физические свойства алюминия и его сплавов. Установлено, что модификаторы одной группы одинаково изменяют механические и физические свойства алюминия и сплавов. Показано, что влияние модификаторов связано с изменением электронной структуры растворителя — алюминия. — Табл. 2. Библиогр. 1.

УДК 669.14.018

Р у д н и ц к и й Ф.И., Ч и ч к о А.Н., Н н у к а Ю д ж и н. Влияние модифицирования на механические и физические свойства сплавов. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 62–63

Исследовано влияние модификаторов на ударную вязкость, твердость, теплостойкость, удельное электросопротивление и термоэлектродвижущую силу литой быстрорежущей стали Р6М5. Показано, что в качестве параметров, позволяющих оценить влияние модификаторов, можно использовать удельное электросопротивление и термоэлектродвижущую силу. — Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.742.48

К у к у й Д.М., М е л ь н и к о в А.Т., К е ч и н Д.О. Влияние состава противопригарных покрытий на формирование газовой фазы на границе металл–форма. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 63–65

Установлено, что введение в состав противопригарных покрытий различных добавок оказывает определяющее влияние на состав газовой фазы в контактной зоне металл — форма. Добавки шунгита и сланца прибалтийского способствуют созданию в контактной зоне восстановительной атмосферы. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.745.5

Г у р и н С.С., К л е щ е н о к Г.И. Устройство для десульфурации чугуна методом инжекционного ввода реагента под поверхность расплава. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 65–67

Описан принцип работы устройства для десульфурации и представлены результаты исследования десульфурации чугуна непосредственно в тигле индукционной печи. — Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.74:669.14

Исследование и совершенствование свойств керамических форм для стального литья/ Б.И. Уваров, А.Т. Мельников, В.Е. Ливенцев, С.Е. Грищенко. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 68–69

Приведены результаты исследования физико-механических свойств керамических смесей и разработано новое дешовое комбинированное связующее для получения высокопрочных керамических форм по постоянным моделям.

УДК 621.742.55

Исследование возможности интенсификации процесса регенерации жидкостекольных смесей с помощью ультразвуковых колебаний/А.А. Клышко, В.В. Шевчук, Н.П. Тарлецкий, Г.Н. Дробенкова. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 69–71

На основании проведенных испытаний предложен метод интенсификации процессов гидрорегенерации с помощью ультразвука. Отмечено значительное улучшение химического состава и физико-механических свойств смесей на обработанном ультразвуковым регенерате. – Ил. 2.

УДК 621.74

Г у р в и ч Э.А., Ж в а в ы й Н.П., Ж м а к и н Н.П. Влияние геометрических параметров металлической формы на глубину отбела чугуновой отливки. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 71–72

Исследовано влияние геометрических параметров металлической формы и газового зазора между отливкой и кокилем на глубину поверхностного отбела отливки из серого чугуна. – Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.74

К а л и н и ч е н к о А.С., К н я ж и щ е М.А., Н и к и ф о р о в А.А. Теоретический и экспериментальный анализ теплового режима заводского кокиля. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 73–74

Приводятся результаты теоретического и экспериментального анализа теплового режима массивного неохлаждаемого кокиля. В результате исследований разработаны рекомендации по оптимальному тепловому режиму литья в кокиль с охлаждением. – Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74

Е с ь м а н Р.И., Ж в а в ы й Н.П., М а т ю ш Е.С. Расчет стойкости металлических литейных форм. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 74–76

Приведено решение упругопластической задачи для металлических литейных форм. Разработаны алгоритмы решения интегральных уравнений. Решение задачи реализовано на ЭВМ "БЭСМ-6". – Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.74

Г у р в и ч Э.А., Е с ь м а н Р.И., С ы ч и к о в Э.Д. К выбору геометрических параметров расположения каналов охлаждения пресс-форм при литье под высоким давлением. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 76–77

Приведены результаты экспериментальных исследований временных параметров процесса формирования отливок разной толщины при литье под давлением в пресс-фор-

мах с различной глубиной расположения охлаждающих каналов. Предложены рекомендации по оптимизации процесса. — Ил. 1.

УДК 546.77.281

Жаростойкость алюминидных покрытий при циклическом изменении температуры испытаний/Л.С. Ляхович, Э.Д. Щербаков, В.Г. Борисов, В.А. Вейник. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 78–80

Рассмотрено влияние состава алитирующей смеси и температуры ХТО на толщину, структуру, фазовый состав диффузионных покрытий и их сопротивление высокотемпературному окислению в сочетании с термическими ударами. Исследования проведены на сталях 45, 12Х18Н10Т, 10Х23Н18 и техническом железе. — Ил. 1.

УДК 621.785.5

Сравнительная оценка коррозионной стойкости диффузионных покрытий на основе хрома с использованием электрохимических методов/Л.С. Ляхович, Б.С. Кухарев, Н.Г. Кухарева, А.М. Исламов. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 80–82

Представлены результаты сравнительной оценки коррозионной стойкости диффузионных покрытий на основе хрома с использованием гравиметрического метода и электрохимических методов исследования. Результаты, полученные с использованием этих методов, полностью согласуются между собой. — Ил. 3. Табл. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.793.6

Ворошнин Л.Г., Гоян В.В. Влияние легирования алюминиевых и цинковых покрытий на коррозионную стойкость углеродистых сталей в атмосферных условиях. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 82–84

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния легирующих элементов на коррозионную стойкость алюминиевых и цинковых покрытий на стали 45 в атмосферных условиях. — Ил. 3. Табл. 1. Библиогр. 3.

УДК 539.219.3

Ворошнин Л.Г., Блох Е.М. Численные расчеты диффузионного роста карбидов в легированных сталях. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 84–86

Рассмотрены диффузионные процессы при ХТО двухфазных сплавов железо–хром–углерод. Выведены уравнения, позволяющие рассчитывать состав карбидов $(Fe-Cr)_3C$ и $(Fe-Cr)_7C_3$, растущих в сплаве, исходя из состава твердого раствора. Приведены результаты численных расчетов на ЭВМ для системы Fe–Cr–C. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.785.5

Хусид Б.М., Хина Б.Б., Борисов Ю.Г. Исследование насыщающей способности сред для диффузионной металлизации. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 86–89

С теоретических позиций рассмотрено понятие насыщающей способности порошковых смесей для ХТО. Показана принципиальная возможность использования метода фольг при исследовании насыщающей способности сред для диффузионной металлизации на примере алитирования тонкой фольги из стали 08кп. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785.5

Износостойкость диффузионных покрытий на стали/Б.С. Кухарев, С.Д. Башлак, С.Е. Вацев, А.А. Опуйко. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 89–91

Исследована износостойкость некоторых диффузионных покрытий на стали в условиях сухого трения скольжения при высоких удельных нагрузках и малых скоростях. Определены скоростные интервалы эффективного использования стальных изделий с боридными и карбидными покрытиями. — Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.018:66.094.3

Жаростойкость и электрохимические свойства тугоплавких соединений и композиций на их основе/Г.М. Левченко, А.В. Ломако, О.В. Калужских, А.Р. Раднаев. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 91–93

Изучены жаростойкость и электрохимические свойства тугоплавких соединений и композиций на их основе, полученных методами металлотермии, прямого синтеза и СВС. Показана возможность использования многих тугоплавких соединений в качестве электродов при анодных и катодных процессах, а также применение ряда композиций для получения компактных изделий и обмазок для защиты графита от окисления с высокими огнеупорными свойствами. — Библиогр. 4.

УДК 621.785.53

Побережный С.В., Иванецкий Н.И., Борисенок Г.В. Многокомпонентные диффузионные карбидные покрытия на твердых сплавах. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 94–95

Приведены экспериментальные данные, которые позволяют получить оптимальные с точки зрения получения износостойкости карбидного покрытия и его твердости составы насыщающих алюмотермических смесей для ХТО твердых сплавов. — Ил. 1. Библиогр.5.

УДК 666.3.037.5:537.226.33

Миронович В.В., Васильев Л.А., Борисенок Г.В. Диффузионная металлизация сегнетокерамики. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 96–97.

Приведены экспериментальные данные по созданию токопроводящих покрытий на сегнетокерамических изделиях методами ХТО в порошковых насыщающих средах, содержащих в качестве металлизатора легкоплавкие металлы или их двухкомпонентные смеси вместо дорогостоящих соединений серебра. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.785.5

Кухарева Н.Г., Скачкова Е.О., Мартынюк И.М. Технологический процесс диффузионного цинкования изделий из алюминиевых сплавов. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 98–99

Приведены экспериментальные данные, которые позволяют получить оптимальные с точки зрения получения толщины диффузионного слоя и его твердости параметры процесса диффузионного цинкования алюминия и его сплавов. — Библиогр. 2.

УДК 669.781

Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Заяц С.Л. Разработка и исследование обмазок для борирования стальных изделий. — Металлургия, 1985, вып. 19, с. 99–101

Проведены исследования по разработке обмазок для борирования, которые обеспечивают повышенную сцепляемость с упрочняемой поверхностью. Показана возможность уменьшения спекаемости обмазок в результате введения в них специальных добавок. — Ил. 2.

УДК 621.74.046

Бельский Е.И., Траймак Н.С., Стасюлевич В.А. Свойства биметаллических материалов с промежуточными легкоплавкими прослойками. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 101–103

Изучено влияние толщины промежуточных слоев из сплавов типа СР-2, нанесенных плазменной установкой на свойства штамповых биметаллических материалов сталь 40-5ХНМЛ. — *Ил. 2. Библиогр. 2.*

УДК 669.014

Тофпенец Л.Р., Рейнага Марселино, Рудницкий Ф.И. Рентгеновское исследование остаточного аустенита и субструктуры в модифицированной стали Р6М5. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 103–105

Исследована взаимосвязь микро-, субструктуры и некоторых свойств стали Р6М5, модифицированной добавками (0,2 % мас.) карбидообразующих элементов. Установлено, что содержание остаточного аустенита в стали, модифицированной цирконием, ниобием и титаном, тесно связано с уровнем микронапряжений в кристаллической решетке мартенсита и размерами блоков мозаики. — *Табл. 1. Библиогр. 7.*

УДК 621.791.92:669.018.25

Применение лазерного излучения для оплавления слоев, получаемых газопламенным напылением/А.В. Алешин, В.С. Голубев, А.А. Новиков, В.Т. Сахнович. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 105–108

Показана возможность применения импульсного лазера для оплавления порошковых материалов (ПГСП-4), нанесенных на поверхности деталей. Изучено распределение микротвердости по глубине слоя оплавления и зоны термического влияния в зависимости от плотности энергии лазерного излучения. — *Ил. 2. Библиогр. 3.*

УДК 669.017.11

Куприянова И.Ю., Пархутик П.А., Марек Ч.С. Оптимизация технологических нагревов гранул вторичных сплавов алюминия при получении компактных полуфабрикатов. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 108–110

Исследовано изменение структуры и свойств гранул литейных алюминиевых сплавов АК4М4, АК5М2 под влиянием различных режимов нагрева. Определены режимы сушки и брикетирования гранул для наилучшего сохранения их наследственной микроструктуры: сушка — 120–140 °С в течение 10–20 мин; при брикетировании — 350–450 °С для сплава АК5М2 и 400–450 °С для сплава АК4М4 в течение 15–30 мин. — *Ил. 1. Библиогр. 2.*

УДК 669.131.6

Дудецкая Л.Р., Ткачева В.А., Цедрик И.Ф. Влияние стронция на структуру и механические свойства чугуна и стали. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 110–113

Изучено влияние условий модифицирования при введении в серый чугун и сталь 45Л А1–Sr лигатуры, а также длительности выдержки ее на их свойства. Установлено положительное влияние небольших добавок стронция на прочность чугуна и пластичность стали. — *Ил. 3. Табл. 2.*

УДК 620.197–621.7.044.2

Горанский Г.Г., Демьянович Л.Б. Контактная коррозия биметалла СтЗ-АДО в конструкции токоподвода электролизера алюминия. — *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 113–114

Показано влияние строения переходной зоны биметалла СтЗ-АДО на скорость контактной коррозии, изучено изменение служебных характеристик биметалла в процессе длительной эксплуатации, обоснован выбор оптимальных режимов сварки взрывом стали и алюминия через барьерную прослойку. – Ил. 3.

УДК 621.791.044.2

М а с а к о в с к а я А.С. К вопросу о масштабном факторе при сварке металлов. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 114–116

Рассмотрено влияние масштабного фактора на глубину очага пластической деформации при сварке металлов. С уменьшением толщины свариваемых пластин относительная глубина очага пластической деформации возрастает. – Ил. 1.

УДК 621.791.044.2

К о в а л е в с к и й В.Н., А л е к с е е в Ю.Г., Н и с с В.С. Схлопывание толстостенных металлических труб энергией взрыва. – *Металлургия*, 1985, вып. 19, с. 116–118.

Рассмотрен процесс схлопывания толстостенных металлических труб при взрывном нагружении с учетом сопротивления металла деформированию. Приведен вывод математической модели процесса схлопывания толстостенной трубы.

Разработана методика определения динамических прочностных характеристик материала. – Ил. 2.