

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного Знамени  
политехнический институт

# МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК

Выпуск 18

УДК 669

М54

Главный редактор

**В.С. Пашенко**, кандидат технических наук

Редакционный совет:

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

Ответственный за выпуск Д.Н. Худокормов

Излагаются материалы научных исследований, выполненных по важнейшей тематике в области литейного производства, обработки металлов давлением, металловедения и термической обработки металлов.

Предназначен для научных сотрудников вузов, научно-исследовательских институтов, аспирантов и инженерно-технических работников соответствующих отраслей промышленности.

М 2601000000 - 037 141-84  
М304 (05) - 84

© Издательство "Вышэйшая школа", 1984.

## Раздел I. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.762

А.В. СТЕПАНЕНКО, д-р техн.наук (БПИ),  
Е.Г. СЫЧЕВ, А.Т. БЕЛЬСКИЙ (ГПИ)

### О ВЛИЯНИИ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ

При нанесении металлических покрытий из порошкового материала на длинномерное изделие в процессе волочения в зоне уплотнения и деформации можно выделить три характерных участка. На первом участке происходит уплотнение и деформация порошкообразного материала. При этом в конце его плотность сформированного покрытия достигает плотности компактного материала. Одновременно происходит увеличение действующих напряжений как в покрытии, так и в длинномерном изделии.

На втором участке формирования покрытия происходит дальнейшее увеличение действующих напряжений. Окончание его будет определяться условием

$$\sigma_s = P_x + \sigma_x, \quad (1)$$

где  $P_x$  — нормальное контактное давление;  $\sigma_x$  — среднее продольное напряжение.

На третьем участке происходит совместная деформация как длинномерного изделия, так и формируемого покрытия. Протяженность его зависит от протяженности двух первых участков и длины рабочего конуса волочильного инструмента.

Рассмотрим влияние геометрических параметров волокна на протяженность первого участка. Известно, что частицы порошкового материала в процессе утряски занимают положение, при котором объем пустот минимален. Если форма частиц представляет собой сферу, то нетрудно получить зависимость плотности порошкообразного материала в состоянии утряски в долях плотности компактного металла. Эта зависимость может быть представлена в следующем виде:

$$\gamma_{ут} = \pi \gamma_M / 6, \quad (2)$$

где  $\gamma_{ут}$  — плотность порошкового металлического материала в состоянии утряски;  $\gamma_M$  — плотность компактного материала.

Допустим, что от сечения, где плотность порошкообразного материала соответствует плотности порошка в состоянии утряски, порошок перемешивается слоями с протеканием радиальной деформации. На основании этого предположения заключаем, что число частиц в каждом последующем сечении формируемого покрытия будет оставаться постоянным.

Выделим в начале первого участка (рис. 1) некоторый элементарный объем порошкообразного материала (рис. 2). Условная площадь в сечении, где плотность формируемого покрытия равна плотности в состоянии утряски, определяется выражением

$$F_{ут}^1 = v/h, \quad (3)$$

где  $v$  – объем выделенного порошкообразного материала;  $h$  – высота.

Исходя из рис. 2 для нашего случая, можно записать

$$F_{ут}^1 = 4r^2. \quad (4)$$

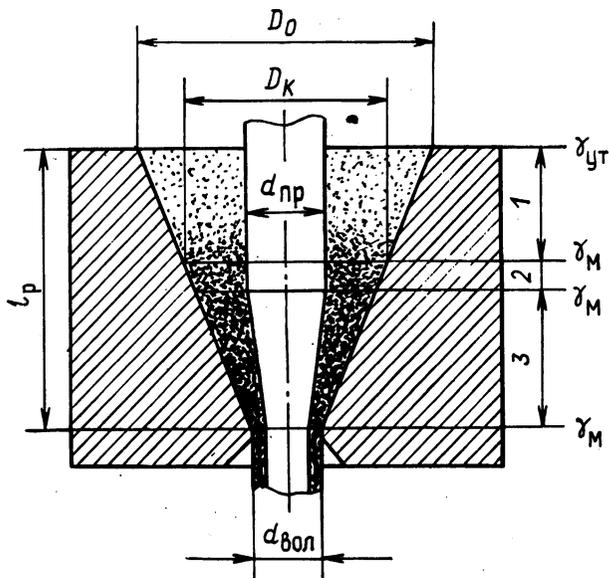


Рис. 1. Схема формирования порошкового покрытия при волочении.

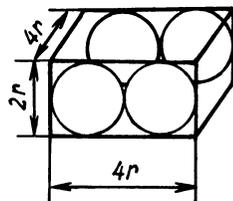


Рис. 2. Элементарный объем порошкообразного материала.

Тогда число частиц, которое укладывается в сечении, где порошкообразный материал находится в состоянии утряски, определяется из выражения

$$n_{ут} = [\pi (D_0^2 - d_{пр}^2)] / (16r^2). \quad (5)$$

Число частиц в сечении, где плотность материала формируемого покрытия достигает плотности компактного металла, определяется по зависимости

$$n_к = F_к^1 / F_к, \quad (6)$$

где  $F_к$  – площадь формируемого покрытия в сечении, где плотность равна плотности компактного металла;  $F_к^1$  – условная площадь, приходящаяся на одну частицу в этом сечении. Из условия равенства частиц в любом сечении можно записать

$$F_{\text{к}}^1 = 4r^2 \frac{D_{\text{к}}^2 - d_{\text{пр}}^2}{D_0^2 - d_{\text{пр}}^2} \quad (7)$$

В то же время средняя плотность, состоящая из четырех частиц металла, в сечении (плотность формируемого покрытия достигает плотности компактного металла при условии, что в процессе уплотнения и деформации высота выделенного элементарного объема не изменилась) определяется выражением

$$G_{\text{к}} = 32 \text{ г} \frac{D_{\text{к}}^2 - d_{\text{пр}}^2}{D_0^2 - d_{\text{пр}}^2} \gamma_{\text{м}} \quad (8)$$

Из закона постоянства массы до и после деформирования покрытия, наносимого в процессе волочения, получаем

$$\frac{16}{3} \pi r^3 \gamma_{\text{м}} = 32 \text{ г}^3 \frac{D_{\text{к}}^2 - d_{\text{пр}}^2}{D_0^2 - d_{\text{пр}}^2} \gamma_{\text{м}} \quad (9)$$

Теперь нетрудно получить зависимость

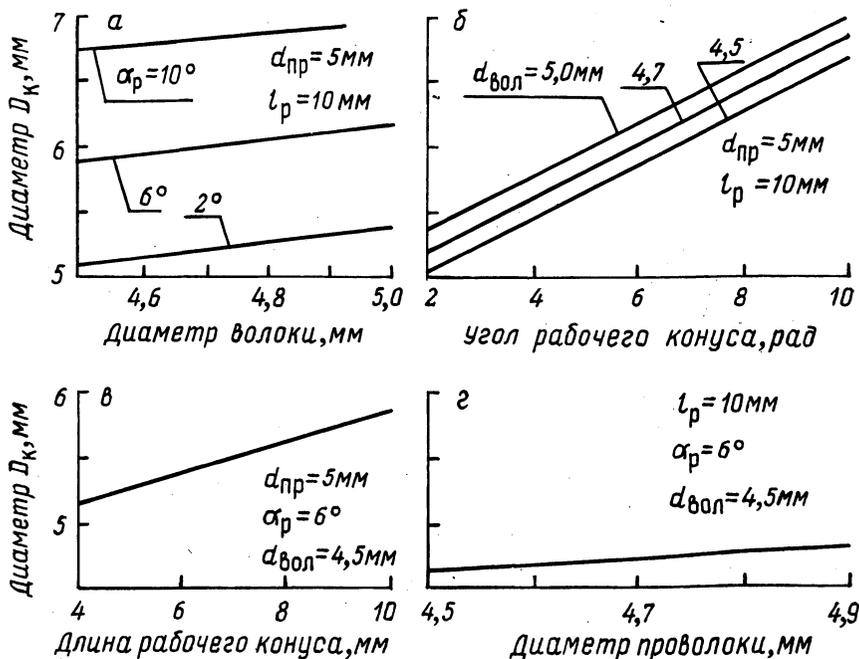


Рис. 3. Графики изменения диаметра  $D_{\text{к}}$  от: диаметра волокна (а); угла рабочего конуса (б); длины рабочего конуса (в) и диаметра проволоки (г).

$$D_{\text{к}} = \sqrt{(D_0^2 - d_{\text{пр}}^2) \pi/6 + d_{\text{пр}}^2}, \quad (10)$$

где  $D_0 = d_{\text{вол}} + 2l_p \text{tg } \alpha$ .

Тогда с учетом выражения (11) зависимость (10) можно представить в следующей форме:

$$D_{\text{к}} = \sqrt{[(d_{\text{вол}} + 2l_p \text{tg } \alpha)^2 - d_{\text{пр}}^2] \pi/6 + d_{\text{пр}}^2}.$$

Таким образом, получена зависимость для определения диаметра рабочего конуса волоочильного инструмента, где плотность формируемого покрытия на длинномерном изделии достигает плотности компактного металла, при условии, что у входа в рабочий конус волокни его плотность соответствовала плотности металлического порошка в состоянии утряски, и предел текучести материала покрытия был меньше предела текучести материала сердечника.

На рис. 3 приведены графики, на которых показаны зависимости изменения величины диаметра  $D_{\text{к}}$  от диаметра волокни (а), от угла рабочего конуса волоочильного инструмента (б), от длины рабочего конуса волокни (в), от диаметра проволоки (г). Из рис. 3 видно, что с увеличением этих параметров происходит увеличение диаметра  $D_{\text{к}}$  и наибольшее влияние оказывает изменение угла рабочего конуса волокни.

Знание диаметра волоочильного инструмента, где плотность порошкообразного материала достигает плотности компактного металла, необходимо для: определения начальных условий действующих напряжений, а также толщины покрытия длинномерного изделия.

УДК 621.983.44

И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд.техн.наук, (БПИ),  
В.И. МОЗАЛЬКОВ (НИИ техноприбор, г. Смоленск)

### ОСОБЕННОСТИ КИНЕМАТИКИ РОТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ШАРИКОВЫМИ ГОЛОВКАМИ ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Интенсивное развитие ряда отраслей промышленности вызвало острую необходимость получения тонкостенных трубчатых деталей из самых различных сталей и сплавов. При внутренней поперечной прокатке труб большого диаметра [1] с использованием центробежных сил деформирующего инструмента труба-заготовка помещается в матрицу и обрабатывается изнутри роликами или шариками, находящимися в кассете. Процесс прокатки осуществляется путем изменения положения заготовки относительно инструмента, которое производится различным сочетанием вращательного и поступательного движений матрицы с заготовкой и роликовой (шариковой) кассеты [2]. К преимуществам внутренней поперечной прокатки, по сравнению с наружной, относятся возможность пластического деформирования (формовки) металла преимущественно сжатием и получения изделий с внутренними фланцами, простенка-

ми и ребрами жесткости, выполненными заодно с деталью, получение тонких стенок и др.

Для реализации способа угловая скорость кассеты (сепаратора) выбирается такой, чтобы действующая со стороны тела качения на металл центробежная сила была достаточна для осуществления деформации. Вследствие различных чисел оборотов сепаратора и трубы тела качения вращаются относительно своей оси и вместе с сепаратором относительно обрабатываемой трубы.

Указанный способ обработки применим в основном для получения особо тонкостенных труб и не может быть использован при формировании наружного рельефа деталей, в частности, для получения наружного мелко-модульного зубчатого зацепления на отдельных участках трубы-заготовки (одновременно с обработкой внутренней поверхности трубы с заданной точностью). В последнем случае применяется ротационная обработка внутренних осесимметричных поверхностей планетарными головками, оснащенными шариками (роликами) имеющими гарантированный контакт с обоймой головки (рис. 1).

В зависимости от положения силы вращения по отношению к отдельным элементам планетарных головок возможна реализация нескольких кинематических схем.

**В а р и а н т I.** При заданной угловой скорости обоймы ( $\omega_0 \neq 0$ ) и неподвижном положении сепаратора ( $\omega_{\text{ц}} = 0$ ) вращение заготовке ( $\omega_3 \neq 0$ ) передается через деформирующие тела качения (шары)

$$v_0 = v_3 \neq 0; v_{\text{ц}} = 0,$$

где  $v_0$  — линейная скорость обоймы в точке контакта с деформирующими телами качения;  $v_3$  — линейная скорость заготовки в точке контакта с деформирующими телами качения;  $v_{\text{ц}}$  — линейная скорость центров деформирующих тел качения (шаров).

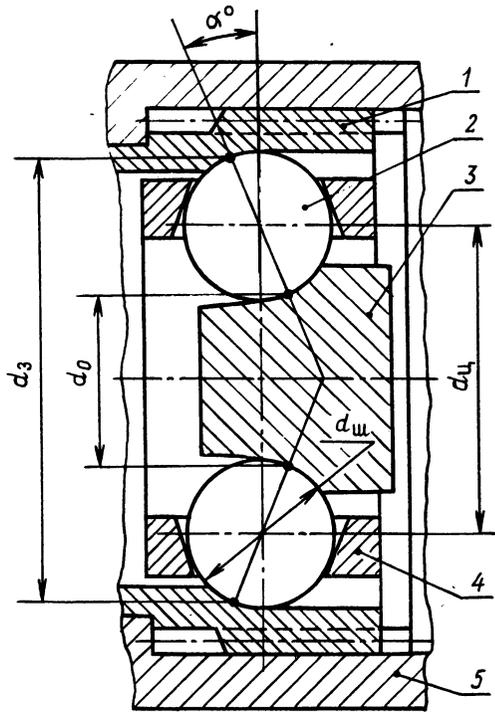


Рис. 1. Схема внутренней ротационной вытяжки (выдавливания) тонкостенных оболочек:  
1 — заготовка; 2 — деформирующее тело качения (шар); 3 — обойма; 4 — сепаратор; 5 — матрица формообразующая.

В а р и а н т II – обеспечивается вращение обоймы ( $\omega_0 \neq 0$ ;  $\omega_{II} \neq 0$ ) с заданной угловой скоростью при неподвижном положении матрицы с заготовкой ( $\omega_3 = 0$ )

$$v_0 \neq 0; v_{II} = \frac{1}{2} v_0; v_3 = 0.$$

В а р и а н т III – приводом служит сепаратор ( $\omega_{II} \neq 0$ ;  $\omega_3 \neq 0$ ) при закрепленной обойме ( $\omega_0 = 0$ ):

$$v_0 = 0; v_{II} \neq 0; v_3 = 2 v_{II}.$$

В а р и а н т IV – при заданной угловой скорости заготовки ( $\omega_3 \neq 0$ ) и закрепленном сепараторе ( $\omega_{II} = 0$ ) обойма вращается в противоположную сторону ( $\omega_0 \neq 0$ ):

$$v_0 = v_3 \neq 0; v_{II} = 0.$$

В а р и а н т V – обеспечивается вращение заготовки ( $\omega_3 \neq 0$ ;  $\omega_{II} \neq 0$ ) с заданной угловой скоростью при закрепленной обойме ( $\omega_0 = 0$ ):

$$v_0 = 0; v_{II} \neq 0; v_3 = 2 v_{II}.$$

Перечисленные возможные кинематические схемы пластического деформирования при ротационной обработке внутренних осесимметричных поверхностей оценены с точки зрения зависимости скорости деформирования от изменения угловой скорости и величины продольных подач (рис. 2). Установлено, что наибольшую скорость деформирования дает вариант с заданной угло-

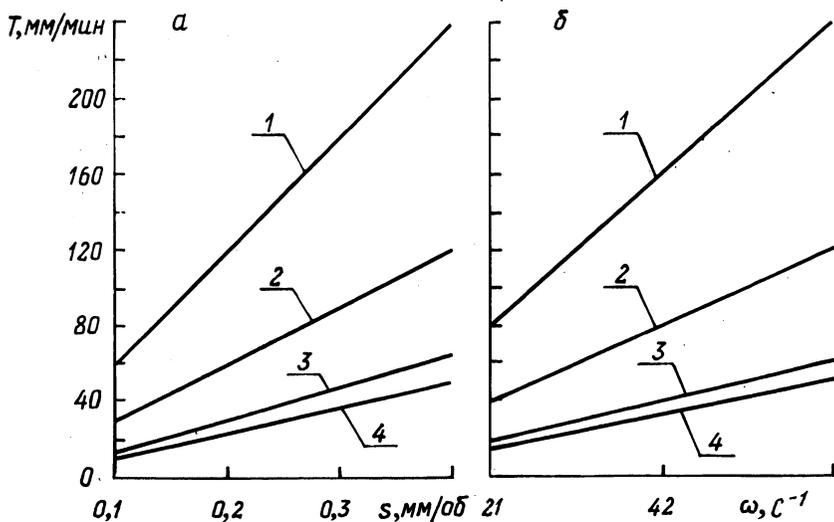


Рис. 2. Графические зависимости скорости деформирования от: величины продольной подачи ( $\omega = 63$  рад/с) (а) и числа оборотов ( $s = 0,4$  мм/об) (б); 1 – вариант IV; 2 – вариант V; 3 – вариант I и III; 4 – вариант II.

вой скоростью заготовки при неподвижном (закрепленном) сепараторе (вариант IV). Наименьшая скорость деформирования обеспечивается при вращении обоймы с заданной угловой скоростью при неподвижном положении матрицы с заготовкой (вариант II).

На базе выбранного оптимального варианта кинематической схемы ротационной обработки внутренних поверхностей планетарными многошариковыми головками (вариант с принудительным вращением заготовки, закрепленным сепаратором и свободно вращающейся обоймой) разработан способ получения определенной номенклатуры деталей и специальное оснащение для его реализации.

Апробация предложенных способа и инструмента при ротационном внутреннем выдавливании гибких колес волновых передач показала их высокую эффективность.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А.с. 149380 (СССР). Способ безоправочной поперечной раскатки тонкостенных и особо тонкостенных труб среднего и большого диаметров/Т.А. Саксаганский, М.Б. Рогов, Б.А. Искра. – Оpubл. в Б.И., 1962, № 16. – 14 с. 2. С а к с а г а н с к и й Т.А., П а н ю ш к и н а Е.Г. Внутренняя поперечная раскатка с использованием центробежных сил деформирующих тел качения для изготовления труб. – Технология легких сплавов: Научно-технический бюллетень ВИЛСа, 1973, № 11, 39–42 с.

УДК 621.983.44

**И.Г. ДОБРОВОЛЬСКИЙ**, канд.техн.наук (БПИ),  
**В.И. ШАПОВАЛОВ** (з-д холодильников, г. Смоленск)

### **УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИСПРАВЛЕНИЯ ИСХОДНОЙ РАЗНОСТЕННОСТИ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКЕ С УТОНЕНИЕМ**

При существующей практике ротационной вытяжки тонкостенных труб с помощью специальных матриц планетарного типа [1] обеспечивается получение необходимой конечной разностенности готовых изделий только при соответствующей начальной разностенности колпачков (передельных трубок).

Устройства для ротационной вытяжки тонкостенных цилиндрических оболочек телами качения не исправляют исходной относительной разностенности трубок-заготовок, так как они в процессе обработки самоустанавливаются по заготовке.

Задача заключается в разработке такой технологической схемы деформирования и создании конструкций специальной технологической оснастки, которые позволили бы исправить по ходу обработки исходную разностенность заготовок (колпачков).

Одним из реальных путей решения этого вопроса является осуществление ротационной вытяжки исходной заготовки на оправке, жестко установленной в центрах (шпинделе и заднем центре), с помощью специальных матриц планетарного типа.

В шариковой матрице, специально разработанной к вертикальному полуавтомату для ротационной обработки тонкостенных трубчатых заготовок [2], подвижное относительно обоймы и стационарное опорные кольца в процессе наладки матрицы выставляются строго соосно с осью шпинделя и жестко фиксируются.

Однако конструктивная сложность механизма фиксации упорных стержней, регламентирующих положение подвижного кольца, и используемый гидропласт требуют значительных затрат при изготовлении оснащения. К тому же возможность работы указанной ротационной матрицы с повышенными числами оборотов деформируемой заготовки (оправки) ограничена наличием проскальзывания в точках поверхности контакта рабочих шариков с металлом заготовки.

С целью упрощения конструкции, повышения надежности ее работы и стойкости деформирующих шариков и опорных колец, улучшения качества обрабатываемой поверхности предлагается следующее конструктивное решение ротационной матрицы для исправления технологической разностенности (рис. 1).

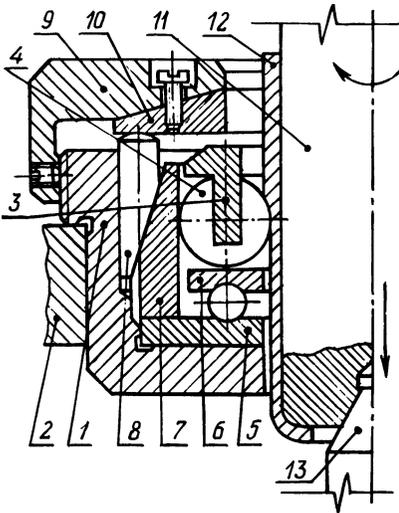


Рис. 1. Устройство для ротационной вытяжки с утонением.

Для достижения этой цели в предлагаемом устройстве подвижное кольцо выполнено в виде полый концентрической втулки, имеющей на наружной поверхности три равномерно разнесенных по окружности наклонных лыски, с которыми контактируют упорные стержни, в свою очередь имеющие лыски, выполненные под углом к оси стержня. Упорные стержни расположены параллельно оси матрицы и своими торцами упираются в прижимную гайку через сферическую опорную шайбу.

Стационарное кольцо выполнено в виде упорного подшипника качения, подвижное кольцо которого служит опорой деформирующим шариком. Обойма 1 ротационной матрицы устанавливается в расточке корпуса 2, закрепленного на суппорте токарного или столе специального вертикального раскатного станков [2]. В обойме размещены сепаратор 3 с давящими телами качения 4, упорный подшипник качения 5 (вращающееся кольцо 6 которого выполняет роль стационарного опорного кольца) и подвижное относительно обоймы кольцо 7.

Механизм фиксации подвижного кольца выполнен в виде упорных стержней 8, контактирующих своими скошенными лысками с соответствующими лысками подвижного кольца 7, а торцами – с прижимной гайкой 9 через сферическую шайбу 10.

Для выставления подвижного кольца 7 соосно с осью шпинделя служит конический калибр, в это время гайка 9 отпущена. Когда калибр (на рисунке

конический калибр, в это время гайка 9 отпущена. Когда калибр (на рисунке

не показан) дойдет до упора в деформирующие шары 4, посредством гайки 9 и упорных стержней 8 производится фиксация подвижного кольца. После этого калибр выводится из матрицы и удаляется из шпинделя станка. Вместо него в шпиндель вставляется раскатная оправка (пуансон) 11 с закрепленной заготовкой 12. Затем консольный конец оправки поджимается задним вращающимся центром 13.

Таким образом, системе СПИД обеспечивается достаточная соосность и жесткость, необходимые для исправления исходной технологической разностенности заготовок. После одного-двух проходов (калибровка) последующие целесообразно производить при отпущенных гайке 9 и упорных стержнях 8. На калибровочных проходах можно обеспечить довольно высокую относительную разностенность (2–4%), которая сохраняется при последующей обработке за счет того, что освобожденное "плавающее" кольцо 7 и деформирующие шары самоустанавливаются по наружной поверхности заготовки и тем самым компенсируются все возможные погрешности установки ротационной матрицы на станке.

Предлагаемое устройство благодаря улучшенной кинематике вращающихся элементов обеспечивает уменьшение проскальзывания деформирующих шариков в сравнении с известными конструкциями при условии обеспечения второй нескользящей точки, расположенной на обработанной поверхности заготовки. Уменьшение проскальзывания как следствие ведет к повышению стойкости тел качения и к сохранению их правильной формы и исходных размеров. Это в свою очередь обеспечивает высокое качество обработки даже при повышении числа оборотов и подачи, т.е. при обработке с более высокой производительностью.

Следует отметить, что исполнение подвижного опорного кольца в виде втулки обеспечивает высокую точность изготовления по отношению ко всем известным устройствам с обычно употребляемыми коническими рабочими поверхностями опорных колец. Существенно в этом случае увеличивается и жесткость конструкции, определяемая толщиной стенки входного опорного кольца, последнее при этом подвергается воздействию только радиальной составляющей усилия деформирования (осевая составляющая воспринимается упорным подшипником качения). Тем самым упорные стержни, а также резьбовое соединение корпуса и гайки разгружаются от основной составляющей усилия обработки.

Подобное решение обуславливает и высокую ремонтоспособность предлагаемой конструкции. При износе беговой дорожки опорного кольца достаточно шлифовать торец втулки, контактирующий с упорным подшипником качения, чтобы давящие тела качения "перешли" на еще не бывшую в работе опорную поверхность.

Предложенная матрица сделана в блочном исполнении (без регулировки по диаметру), что позволяет в производственных условиях производить замену инструмента непосредственно блоком. Это снижает до минимума необходимое время наладки, повышает ее точность, обеспечивает комплексное решение проблем автоматизации и организации производства. Обычно опорные кольца и деформирующие шары извлекаются не только по мере изнашивания, но также и по ходу процесса, поскольку специфика ротационной вытяжки требует смены диаметров шаров и замены опорных колец на каждом последующем пе-

реходе. Блочная смена инструмента позволяет при этом с успехом использовать ротационную вытяжку с утонением планетарными матрицами в условиях крупносерийного и массового производства.

Предлагаемая конструкция отличается достаточной универсальностью, позволяющей использовать устройство не только для исправления исходной технологической разностенности заготовок на первых переходах ротационной вытяжки, но и для получения качественных готовых изделий на последующих переходах.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., Ш а п о в а л о в В.И. О критерии оценки эффективности конструкций ротационных матриц планетарного типа, оснащенных телами качения. — В сб.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1982, вып. 16, с. 129–133.
2. Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., Ш а п о в а л о в В.И. Вертикальный полуавтомат для ротационного выдавливания сильфонных трубок-заготовок. — В сб.: *Автоматизация и механизация штамповочного производства*. М.: МДНТП им. Ф.Э. Дзержинского, 1978, с. 40–47.

УДК 621.771.237

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

#### ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТОЧНЫХ ЛЕНТ НА ДВУХВАЛКОВОМ СТАНЕ

Одним из основных показателей листовой продукции является точность геометрических размеров. Действующими ГОСТами СССР для горячекатаных полос предусмотрен диапазон разнотолщинности от  $\pm 5\%$  до  $\pm 15\%$  от номинальной толщины, а для холоднокатанных — от  $\pm 5$  до  $\pm 10\%$ . Отечественные стандарты по точности полосового и рулонного материала находятся на уровне стандартов индустриально развитых стран. Некоторые зарубежные стандарты (Швеция, Япония) определяют более жесткие отклонения толщины холоднокатанных полос и лент. В последнее десятилетие встает остро проблема уменьшения допуска на разнотолщинность в связи с необходимостью повышения качества выпускаемой продукции и переводом ее на автоматизированные поточные линии.

При прокатке лент наиболее существенной является продольная разнотолщинность, определяемая изменением межвалкового зазора в процессе деформации, величина которого зависит от технологических и конструктивных причин. К технологическим причинам относят наследственную разнотолщинность, неоднородность физико-механических свойств, выбранный способ прокатки, режим обжарки, температуру и скорость прокатываемой заготовки, применяемую технологическую смазку и способ ее подачи в очаг деформации, режим натяжения ленты. Конструктивными причинами разнотолщинности являются схема прокатной клетки и ее жесткость, конструкция валков, опорных шеек и подшипников, точность изготовления элементов клетки, система контроля и регулирования толщины ленты в процессе прокатки. Из указан-

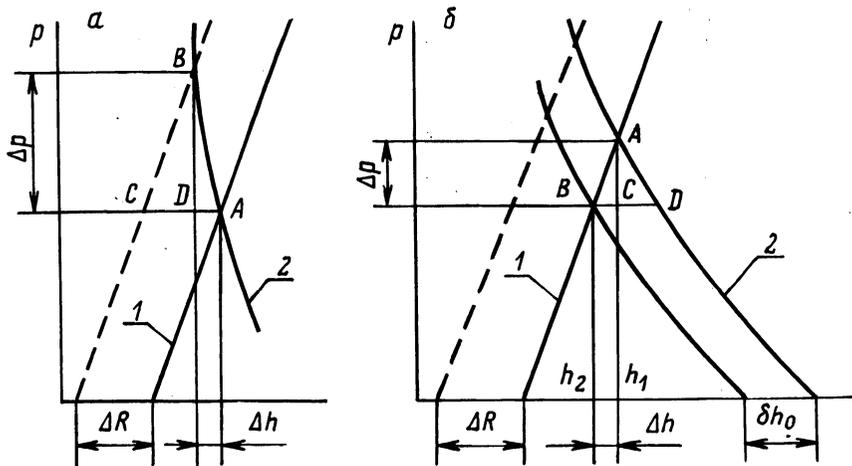


Рис. 1. К определению влияния биения валков на точность при прокатке лент из заготовок, не имеющих (а) и обладающих (б) продольной разнотолщиной.

ных причин большое влияние на точность прокатываемых лент оказывает наследственная разнотолщинность и биение валков.

Наследственная разнотолщинность может быть значительно уменьшена прокаткой в первых проходах с минимальным обжатием. Для этой цели используют прокатную клетку с максимально возможной жесткостью (не менее  $75 \cdot 10^5$  кН/м) с предварительным ее напряжением [2]. Если увеличение жесткости прокатной клетки и предварительное ее напряжение не представляют большой сложности, то устранение биения валков практически не может быть реализовано ни в одной схеме прокатной клетки. Чтобы уменьшить влияние биения валков на точность лент, ведут прокатку в рабочих клетках, имеющих малую жесткость [2]. Однако этот метод не может быть использован для исправления наследственной разнотолщинности ленты. В этом отношении весьма эффективным является случай прокатки в режиме сплющивания бочки валков.

Аналитическая зависимость между продольной разнотолщинностью и биением валков при значительном их сплющивании устанавливается при рассмотрении рис. 1, а. Точка А пересечения упругой линии клетки 1 и пластической кривой 2 является моментом равновесия. При уменьшении радиуса валков на  $\Delta R$  упругая линия займет новое положение и пересечет кривую 2 в точке В. Изменение давления металла на валки составит  $\Delta p$ . Принимая, ввиду малости, участок АВ за прямую, обозначим тангенс угла ее наклона через

$$M_{\Pi} = \frac{\Delta p}{\Delta h} ; \Delta R = CD + DA .$$

Так как тангенс угла наклона линии СВ равен модулю жесткости клетки  $M_{К}$ , то

$$\Delta R = \frac{\Delta p}{M_{К}} + \Delta h .$$

Изменив  $\Delta r$  на  $M_{II} \Delta h$ , полученное уравнение приводим к виду

$$\Delta R = \frac{M_{II} \Delta h}{M_K} + \Delta h, \text{ или } \Delta h = \frac{M_K \Delta R}{M_K + M_{II}}.$$

Когда наблюдается значительное сплющивание валков,  $M_{II} \rightarrow \infty$  и, следовательно,  $\Delta h \rightarrow 0$ , т.е. упругое сплющивание валков позволяет уменьшить и даже устранить влияние биения бочки валков на точность прокатки. Это положение хорошо было подтверждено результатами прокатки ленты из латуни Л63 сечением  $0,2 \times 60$  мм, имеющей наибольшую продольную разнотолщинность  $4 \cdot 10^{-6}$  м, в валках  $\varnothing 0,2$  м с биением радиуса верхнего валка  $32 \cdot 10^{-6}$  м и нижнего  $13 \cdot 10^{-6}$  м. Обжимая ленту до  $16 \cdot 10^{-5}$  м, получали наибольшую разнотолщинность  $6 \cdot 10^{-6}$  м.

Невозможность исправления наследственной разнотолщинности ленты при прокатке ее в валках, подвергающихся значительному сплющиванию, может быть аналитически установлена (рис. 1, б)

$$BC = BD - CD, \text{ но } BD = \delta h_0 -$$

отклонение толщины полосы от номинала.

$$\text{Если } CD = \frac{\Delta p}{M_{II}} \text{ и } BC = \frac{\Delta p}{M_K}, \text{ тогда}$$

$$\frac{\Delta p}{M_K} = \delta h_0 - \frac{\Delta p}{M_{II}}.$$

$$\text{Если } \Delta p = M_K \Delta h, \text{ то } \Delta h = \delta h_0 - \frac{\Delta h M_K}{M_{II}};$$

$$\Delta h + \frac{\Delta h M_K}{M_{II}} = \delta h_0; \quad \Delta h \left(1 + \frac{M_K}{M_{II}}\right) = \delta h_0.$$

окончательно  $\Delta h = \frac{M_{II}}{M_{II} + M_K} \delta h_0$ , отсюда видно, что при

$$M_{II} \rightarrow \infty \quad \frac{M_{II}}{M_{II} + M_K} \rightarrow 1 \quad \text{и} \quad \Delta h \rightarrow \delta h_0,$$

т.е. исходная разнотолщинность полосы при значительном сплющивании валков не может быть уменьшена при увеличении жесткости прокатных валков и всей клетки в целом.

Таким образом, основным условием высокоточной прокатки материалов, имеющих невысокий предел прочности, в двухвалковой клетке является устранение биения межвалкового зазора.

Эффективным является устранение биения межвалкового зазора при использовании прокатной клетки [3], в которой прижатые друг к другу валки,

вращаясь, совершают осевое взаимно противоположное движение. Доводка валков в этой клетке не требует высокой квалификации обслуживающего персонала. Так, валки диаметром 0,19 м после шлифовки имели высокое значение погрешности цилиндрической формы бочки, наибольшая амплитуда биения поверхности составляла для верхнего валка  $32 \cdot 10^{-6}$  м, для нижнего —  $18 \cdot 10^{-6}$  м. С целью уменьшения биения поверхности бочки и, следовательно, межвалкового зазора вращающимся валкам со скоростью 0,12 м/с сообщили осевую скорость 0,012 м/с во взаимно противоположных направлениях. Осевой ход в сторону каждого валка составлял 180 мм, затем направление осевого перемещения изменяли. Валки при этом прижимали друг к другу с усилием 2000–2200 Н. В месте контакта валков в результате действия перечисленных факторов наблюдался интенсивный износ, что приводило к существенному изменению амплитуды биения каждого из валков. Так, после 180 ходов профилограммы биений верхнего и нижнего валков практически совпадали (рис. 2).



Рис. 2. Профилограммы биения поверхности бочки нижнего (1) и верхнего (2) валков.

Наибольшая амплитуда биения поверхности составляла для верхнего валка  $5 \cdot 10^{-6}$  м, для нижнего —  $4 \cdot 10^{-6}$  м.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Повышение точности листового проката/И.М. Меерович, А.И. Герцев, В.С. Горелик, Э.Я. Классен. — М.: Металлургия, 1969. — 264 с. 2. Ткалич К.Н., Коновалов Ю.В. Точная прокатка тонких полос. — М.: Металлургия, 1972. — 176 с. 3. А. с. 685370 (СССР). Прокатная клетка/Н.Г. Сычев, А.В. Степаненко. — Оpubл. в Б.И., 1979, №34.

УДК 621.762.04

Е.Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, канд. техн. наук,  
Н.Б. КАРДОВИЧ (БПИ)

### О ВЛИЯНИИ ПОГРЕШНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВАЛКОВ НА ТОЧНОСТЬ ПОРОШКОВОГО ПРОКАТА ПО ДЛИНЕ

Непрерывность процесса и неизменность условий захвата и уплотнения порошка валками обеспечивает равномерность его толщины и плотности по длине [1,2]. Однако погрешности в изготовлении валков обуславливают периодически повторяющиеся колебания толщины и плотности в прокатываемых из порошков лентах. К таким погрешностям относятся неравномерность твердости валков и биение бочки относительно опорных шеек. Изменение твердости вызывает изменение коэффициента трения порошка с валками, а следовательно

но, и изменения условий захвата и уплотнения порошка при прокатке. В результате изменяется толщина и плотность ленты. На участках с большим коэффициентом трения (меньшая твердость) интенсивность захвата и уплотнения порошка большая, при этом увеличивается плотность проката, распорные усилия на валки, упругая деформация рабочей клетки, а следовательно, и толщина проката. Это видно из структурной формулы толщины проката [3]:

$$h_{\text{л}} = h_0 + h_{\text{у}} = h_0 + P_{\text{в}}/I \quad (1)$$

где  $h_0$  — первоначальный раствор валков;  $h_{\text{у}}$  — упругая деформация рабочей клетки в плоскости прокатки;  $P_{\text{в}}$  — распорное усилие;  $I$  — жесткость рабочей клетки.

Из (1) видно, что увеличение жесткости рабочей клетки уменьшает систематические погрешности по толщине проката, вызванные неравномерными условиями захвата порошка валками.

Биевание бочки валка на значение  $dh_0$  приводит к периодическому изменению первоначального раствора валков и толщины ленты. Изменение толщины порошкового проката при неизменных условиях его захвата вызывает изменение его плотности  $\rho_{\text{л}}$  в соответствии с гиперболическим законом [1]

$$\rho_{\text{л}} h_{\text{л}} = 0,5 c^2, \quad (2)$$

где  $c$  — параметр, зависящий от свойств порошка, диаметра валков, угла захвата, скорости прокатки и других условий процесса.

В соответствии с (2) уменьшение толщины порошкового проката вызывает увеличение его плотности, а также и усилий на валки, упругой деформации рабочей клетки и толщины проката. Для оценки этого явления воспользуемся формулой давления прессования порошков С. Агте и М. Петерлика [4], показывающей хорошую сходимость с результатами опытов:

$$\rho_{\text{л}} = \rho_{\text{п}} + k \sigma_{\text{н}}^m, \quad (3)$$

где  $\rho_{\text{п}}$  — плотность порошка;  $\sigma_{\text{н}}$  — нормальное давление уплотнения порошка;  $k, m$  — параметры, зависящие от свойств порошка.

Усилие на валки выразим через максимальное контактное напряжение  $\sigma_{\text{н}}$  в нейтральном сечении, приняв треугольную форму эпюры контактных напряжений по дуге прокатки, соответствующей центральному углу  $\alpha_{\rho}$  [1],

$$P_{\text{в}} = 0,5 \sigma_{\text{н}} R B \alpha_{\rho} \quad (4)$$

где  $R$  — радиус бочки валков;  $B$  — ширина проката.

Подставив значение  $P_{\text{в}}$  из (4) в (1) и проведя его дифференцирование, получим изменение толщины проката от биевания бочки валков:

$$dh_{\text{л}} = dh_0 + d\sigma_{\text{н}} BR \alpha_{\rho} / 2I. \quad (5)$$

Изменение плотности проката, вызванное изменением напряжения на величину  $d\sigma_{\text{н}}$ , определим, дифференцируя (2):

$$d\rho_{\text{Л}} = - \frac{c^2 d h_{\text{Л}}}{2h_{\text{Л}}^2}, \quad (6)$$

а изменение напряжения, – дифференцируя (3) :

$$d\rho_{\text{Л}} = km \sigma^{n-1} d\sigma. \quad (7)$$

Решив совместно (5), (6) и (7), получим

$$dh_{\text{Л}} = dh_0 / \left( 1 + \frac{c^2 \sigma^{1-m} BR a \rho}{4 km h_{\text{Л}}^2 l} \right). \quad (8)$$

Поскольку в правой части знаменателя отрицательных значений нет, то знаменатель всегда больше единицы, а значит,  $dh_{\text{Л}} < dh_0$ . Следовательно, изменение толщины ленты всегда меньше биения валков, а уменьшение жесткости рабочей клетки приводит к уменьшению влияния погрешности формы валков на точность порошкового проката по толщине.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Прокатка металлических порошков/Г.В. Виноградов, Ю.Н. Семенов, О.А. Катрус, В.П. Каташинский. – М.: Металлургия, 1969. – 284 с. 2. Ложечников Е.Б., Клименков С.С. Качество лент, полученных прокаткой порошков. – В сб.: Металлургия. Минск: Выш. шк., 1977, вып. 10, с. 71–76. 3. Аксенов Г.И. Основном уравнении прокатки. – В кн.: Порошковая металлургия. Тр. ЛПИ, № 396, М.: Металлургия, 1969, с. 35–36. 4. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. – М.: Металлургия, 1969, с. 24–262.

УДК 621.983

В.А. ВАРВИН, канд.техн.наук,  
С.А. ВЕРКЕЕВ, В.И. ЛЮБИМОВ, канд.техн.наук (БПИ)

### КОМБИНИРОВАННАЯ ВЫТЯЖКА ЛИСТОВЫХ МЕТАЛЛОВ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА МАТРИЦУ

Экспериментальные и теоретические работы, проведенные по комбинированной вытяжке [1], показывают, что существуют реальные предпосылки расширения технологических возможностей этого процесса. Значительный резерв интенсификации процесса открывает оптимизация контактных условий трения между заготовкой и инструментом, которая способствует уменьшению нагрузки опасного сечения. Значимость оптимизации этого фактора следует хотя бы из того, что в результате действия сил трения напряжения в опасном сечении заготовки могут превышать напряжения полезного объемно-пластического деформирования на 30–40%. Одним из эффективных путей снижения сил контактного трения является использование ультразвуковых колебаний [2].

Экспериментальную проверку эффективности применения радиальных ультразвуковых колебаний в процессе комбинированной вытяжки проводили с

помощью специального штампа, установленного на гидравлической испытательной машине ЦДМПу-10. Акустическая система радиально-продольных колебаний состояла из волновода и трех магнитострикционных преобразователей типа ПМС-15А-18, симметрично расположенных на боковой поверхности дисковой части волновода. Радиальная матрица с диаметром рабочего окна 33 мм и вытяжным радиусом 7 мм запрессовывалась в центре дисковой части волновода. Вытяжной зазор изменялся с помощью комплекта пуансонов с различными диаметрами. Регистрацию силовых параметров процесса осуществляли с использованием мессдозы сжатия. Испытанию подвергались заготовки из тонколистовой стали 08 кп толщиной  $S_0 = 0,78$  мм. В качестве смазки применяли "Укринол 5/5".

Выбранные геометрические параметры матрицы соответствуют наиболее неблагоприятным условиям осуществления процесса комбинированной вытяжки, так как при этом имеет место наложение первой стадии формоизменения на вторую. Как показывает практика, разрушение при этом происходит именно на этапе перехода первой стадии во вторую, т.е. смена стадий соответствует критическому моменту деформации.

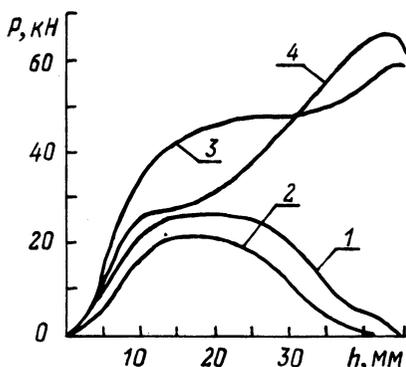


Рис. 1. Силовые диаграммы процессов вытяжки без утонения (1,2 –  $Z_s = 1,4$ ) и комбинированной вытяжки (3,4 –  $Z_s = 0,77$ ):

1,3 – в обычных условиях; 2,4 – с наложением радиальных колебаний на матрицу ( $\xi_0 = 13$  мкм).

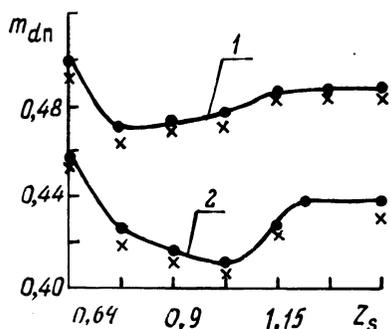


Рис. 2. Зависимость предельного коэффициента вытяжки от величины относительного зазора:

1 – в обычных условиях; 2 – с наложением радиальных колебаний на матрицу ( $\xi_0 = 13$  мкм); x – обрыв.

На рис. 1 представлены силовые диаграммы процессов вытяжки без утонения и комбинированной вытяжки. В обоих случаях наложение радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу обеспечивает снижение технологического усилия в критический момент деформации. Однако в условиях обычной вытяжки ( $Z_s = 1,4$ ) максимальное усилие снизилось на 6,7 кН, а в условиях комбинированной вытяжки ( $Z_s = 0,77$ ) в период завершения переходного этапа усилие снизилось на 9,3 кН. В первом случае снижение усилия характеризует уменьшение сопротивления деформированию фланцевой части заготовки, во втором – суммарный эффект воздействия ультразвуковых колебаний в зоне вытяжки и в зоне утонения. Отсюда видно, что основная доля (72%) сум-

марного эффекта от воздействия ультразвуковых колебаний приходится на зону фланца, в то время как на зону утонения приходится 28 %-ная доля суммарного эффекта.

В общем случае соотношение величин снижения сопротивления деформированию в зоне вытяжки и в зоне утонения зависит от соотношения коэффициентов деформации заготовки по периметру и толщине. Поскольку эффективность применения ультразвуковых колебаний оценивается при одинаковых относительных зазорах (рис. 2), можно считать, что изменение предельного коэффициента деформации по периметру заготовки ( $m_{dn}$ ) отражает характер влияния радиальных колебаний на контактные условия трения в зоне утонения. Следуя результатам эксперимента, в диапазоне значений зазоров, соответствующих схеме полукombинированной вытяжки, радиальные колебания матрицы обеспечивают более интенсивный рост сил трения  $F_4$  (рис. 3), так как степень снижения силы трения  $F_3$  при неизменной амплитуде смещений остается постоянной. Однако было бы неверно объяснить эффект интенсивного роста силы трения  $F_4$  одним лишь периодическим изменением диаметра рабочего окна матрицы. Как известно [3], наложение радиальных колебаний на матрицу сопровождается возникновением сдвиговых напряжений в зоне контакта фланцевой части заготовки с матрицей. Это приводит к снижению растягивающих и росту тангенциальных напряжений, т.е. к изменению схемы напряженного состояния. В результате околodonная часть заготовки получает меньшее произвольное утонение, а утолщение периферийных участков фланца возрастает. Отсюда следует, что интенсивный рост силы трения между заготовкой и пуансоном обусловлен как изменением рабочего диаметра матрицы, так и перераспределением толщины заготовки в процессе деформации.

При уменьшении зазора в диапазоне  $0,8 < Z_s < 1,0$  наряду с уменьшением интенсивности роста силы трения  $F_4$ , вследствие демпфирования колебаний уменьшается и степень снижения силы трения  $F_3$ . В результате предельное значение величины  $m_{dn}$  несколько увеличивается. Дальнейшее уменьшение зазора ( $Z_s < 0,8$ ) приводит к тому, что условия деформации заготовки в зоне утонения с наложением радиальных колебаний на матрицу приближаются к условиям обычного процесса комбинированной вытяжки. Практически это выражается в резком увеличении предельного коэффициента вытяжки.

Таким образом, результаты экспериментальных исследований подтверждают возможность оптимизации контактных условий трения в процессе ком-

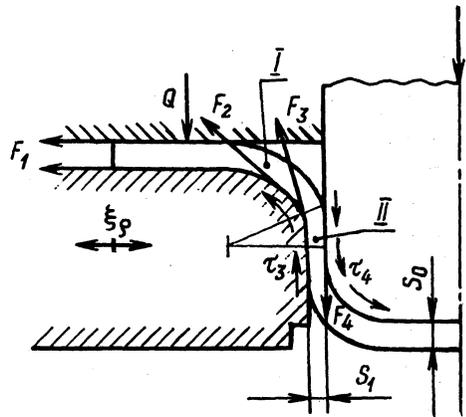


Рис. 3. Схема действия сил трения при комбинированной вытяжке: I — зона вытяжки ( $F_1$  — силы трения, действующие в зоне плоского фланца,  $F_2$  — сила трения на вытяжном ребре матрицы); II — зона утонения ( $F_3$  — сила трения между заготовкой и матрицей;  $F_4$  — сила трения между заготовкой и пуансоном).

бинированной вытяжки на основе применения радиальных ультразвуковых колебаний. Максимальный эффект от применения радиальных колебаний может иметь место, когда утонение играет подчиненную роль и задача заключается в обеспечении оптимальных условий для наибольшей деформации по периметру заготовки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В а л и е в С.А. Комбинированная глубокая вытяжка листовых материалов. – М.: Машиностроение, 1973. - 176 с. 2. С е в е р д е н к о В.П., К л у б о в и ч В.В., С т е п а н е н к о А.В. Обработка металлов давлением с ультразвуком. – Минск: Наука и техника, 1973. – 288 с. 3. П а щ е н к о В.С., В а р а в и н В.А. Вытяжка с наложением радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу. – Минск: БПИ, 1979, с. 19. Рукопись деп. в БелНИИНТИ 27.08.79, № 57–79 Деп.

*УДК 621.762.4.001*

Л.А. ИСАЕВИЧ, канд.техн.наук,  
Е.К. ПЕТРУЛИН, С.В. ЖИЛКИН (БПИ)

### **ФОРМОВАНИЕ КОЛЬЦЕОБРАЗНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РАДИАЛЬНЫМ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ Cu–Al–Zn**

Существуют различные способы получения кольцеобразных элементов из порошков, которые можно разделить на два вида: прерывистое и непрерывное формование. К ним относятся: прессование в закрытых пресс-формах, изостатическое прессование, шликерное формование, экструзия, прокатка в валках и др. [1].

Формование кольцеобразных элементов в валках отличается простотой осуществления и высокой производительностью. В разработанном устройстве формование кольцеобразных элементов осуществляется двумя валками с формообразующими ячейками, выполненными по всей длине бочек, и двумя замкнутыми контурами, которые состоят из связанных между собой шарнирно жестких металлических звеньев плоской формы. Контурные совершают круговое движение в плоскости, параллельной плоскости вращения валков, и плотно прилегают к торцам бочек валков. В звеньях одного контура вставлены штыри, имеющие привод возвратно-поступательного движения и обеспечивающие формование отверстия в изделии. В звеньях другого выполнены отверстия, соосные с соответствующими штырями. Порошок увлекается в очаг деформации движущимися контурами и вращающимися валками, где происходит формование втулок.

С целью экспериментальной проверки предложенной технологической схемы формования, установления оптимальных геометрических размеров формообразующих элементов и кинематических характеристик уплотнения шихты, а также определения энергетических параметров процесса была создана установка моделирования (рис. 1, 2).

Она содержит два рабочих 1, 2 и два приводных сектора, один из которых 3 показан на рис. 2. Последние обеспечивают синхронность вращения рабочим

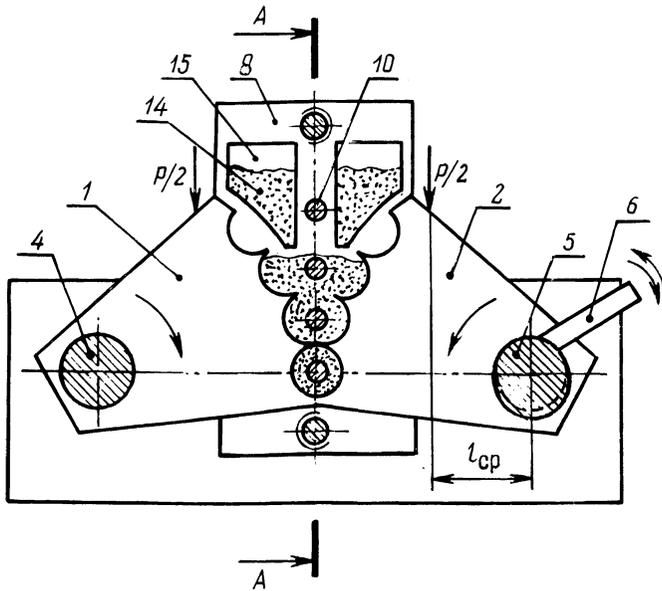


Рис. 1. Схема установки моделирования радиального уплотнения порошка.

секторам 1,2. На рабочей поверхности секторов выполнены формообразующие ячейки. Секторы установлены на осях 4, 5. Ось 5 имеет эксцентриситет для регулирования зазора между рабочими секторами. Поворот оси осуществляется рычагом 6, а ее фиксация гайками 7.

К противоположным торцам формующих секторов 1 и 2 прилегают боковые пластины 8 и 9, в отверстия которых установлены штыри 10 для формирования отверстий в порошковых втулках. На штырях между приводными секторами расположены технологические втулки 11, обеспечивающие формирование втулочных отверстий по центру. Оси 4,5 расположены в швеллерах 12, 13. Подача порошка 14 в очаг уплотнения и деформации осуществляется из бункера 15. Привод устройства осуществляется от испытательной машины передачей рабочего усилия  $P$  в процессе формирования от плунжера на секторы 1,2 и приводные секторы через П-образную скобу (на рисунках не показана).

С помощью описанной установки было проведено формирование порошковой композиции  $Cu-Al-Zn$  следующего состава: 50 мас. %  $Cu$ , 45 мас. %  $Al$ , 5 мас. %  $Zn$ .

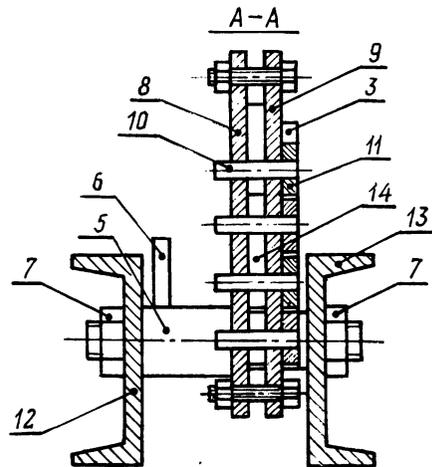


Рис. 2. Поперечный разрез установки моделирования.

Экспериментальные исследования показали, что шероховатость формообразующих элементов устройства оказывает влияние на целостность получаемых изделий. Высота микронеровностей этих элементов не должна превышать 0,16 мкм.

Оценка энергосиловых параметров процесса проводилась по усилию  $P$ , передаваемому испытательной машиной. Момент "прокатки" определяется из выражения

$$M = Pl_{\text{ср}},$$

где  $l_{\text{ср}}$  — среднее значение плеча.

Установлено, что для получения колец с наружным диаметром 16 мм, внутренним диаметром 7 мм и длиной 10 мм при относительной плотности 80 % требуется момент 4000 Н·м. Проведенные испытания неспеченных втулок плотностью 80 % при сжатии по торцам показали, что механическая прочность их составляет 14000–16000 Па.

Спекание полученных изделий проводили в течение 3 ч при температуре 500–520 °С в различных средах: диссоциированном аммиаке, водороде, аргоне и вакууме. Наилучшие результаты были получены при спекании в среде аргона.

Механическая прочность при осевом сжатии втулок после спекания достигла 65000–70000 Па.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. К л а с с о н П.В., Г р и ш а е в И.Г. Основы техники гранулирования. — М.: Химия, 1982. — 272 с.

УДК 531.781.2

О.М. ДЬЯКОНОВ, канд. техн. наук (БПИ)

### ЭФФЕКТИВНАЯ ЭНЕРГИЯ УДАРА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ВЫДАВЛИВАНИИ ПОЛОСТЕЙ

Процесс высокоскоростного выдавливания полости в заготовке требует точной дозировки эффективной энергии удара, т.е. начальной кинетической энергии бойка. Величина этой энергии зависит от реологического состояния и свойств материала заготовки, степени деформации, геометрической формы и размеров полости.

Расчет эффективной энергии сводится к отысканию начальной скорости деформирования  $v_0$  по заданной глубине полости  $S$ . Для случая закрытой прошивки круглой заготовки 1 цилиндрическим бойком 2 (рис. 1) скорость  $v_0$  можно найти, решив совместно следующие уравнения:

$$\frac{m}{2} [v_0^2 - (v_0^*)^2] = \frac{\pi d^2}{4} \cdot \frac{v_0^* \Delta t}{3} \left\{ kF_1(\lambda) + \rho \left(\frac{v_0^*}{3}\right)^2 F_2(\lambda) + \right.$$

$$+ \frac{v_0^* \rho}{\Delta t} \cdot \frac{d}{2} \sqrt{\frac{\pi \lambda}{1+\lambda}} \cdot [F_3(\lambda) + \frac{v_0^* \Delta t}{6} \cdot \frac{\lambda(1+\lambda)\sqrt{1+\lambda}}{d\sqrt{\pi \lambda}} ] \}; \quad (1)$$

$$[(v_0^*)^2 + \frac{k}{\rho} C_1] \left( \frac{1_{\text{пр}} + \Delta h}{1_{\text{пр}} + h_{\text{к}}} \right)^{C_2} - \frac{k}{\rho} C_1 = 0, \quad (2)$$

где  $v_0^*$  – скорость бойка в конце этапа разгона присоединенной массы металла;  $\Delta h$ ,  $\Delta t$  – соответственно значение и длительность этапа разгона;  $m$ ,  $d$  – соответственно масса и диаметр бойка;  $k$  – постоянная пластичности деформируемого металла;  $\rho$  – плотность металла;  $\lambda$  – обжатие ( $\lambda = \frac{d^2}{D^2 - d^2}$ ). Здесь  $D$  – диаметр заготовки.

Выражение (1) есть уравнение диссипации энергии бойка на этапе разгона присоединенной массы. Уравнение (2) представляет собой равенство нулю скорости деформирования в конце этапа торможения всей системы. По окончании процесса путь деформирования  $h$  принимает конечное значение  $h_{\text{к}}$ , однозначно связанное с заданной глубиной прошивки  $h_{\text{к}} = S/(1 + \lambda)$ .

Характеристика этапов ударной прошивки и значения коэффициентов уравнений  $F_1(\lambda)$ ,  $F_2(\lambda)$ ,  $F_3(\lambda)$ ,  $C_1$ ,  $C_2$  для случая осесимметричной деформации приведены в работах [1,2].

Работа деформации определяется по формуле  $A_{\text{ц}} = mv_0^2/2$ , а эффективная энергия удара с учетом упругих свойств материалов бойка и заготовки равна

$$E_{\text{эф}} = \frac{A_{\text{ц}}}{\eta} = \frac{mv_0^*}{2\eta},$$

где  $\eta$  – КПД удара.

Для расчета эффективной энергии при выдавливании полости произвольной формы вращения впишем эту форму в цилиндр (рис. 1) и введем поправочный эмпирический коэффициент формы

$$E_{\text{эф}} = \frac{k_{\text{ф}} A_{\text{ц}}}{\eta} = \frac{k_{\text{ф}} mv_0^2}{2\eta}.$$

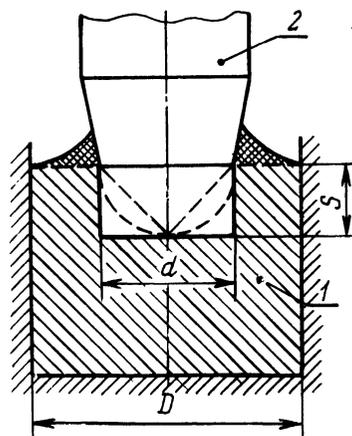


Рис. 1. Закрытое выдавливание полости форм вращения.

При экспериментальном определении коэффициента формы необходимо учитывать выпучивание свободной поверхности заготовки. Выдавленная полость должна находиться ниже уровня слоя металла, подлежащего удалению при последующей механической обработке. Только при этом условии найденное для нее значение  $k_{\phi}$  пригодно для расчета.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов О.М. Решение плоской динамической задачи ударного выдавливания полостей приближенным энергетическим методом. – В сб.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1980, вып. 14, с. 125–129.
2. Дьяконов О.М. Энергетические условия подobia плоской и осесимметричной прошивки. – В сб.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1982, вып. 16, с. 162–167.

УДК 621.791.044

В.И. БЕЛЯЕВ, д-р техн.наук,  
В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, канд.техн.наук,  
Г.М. СЕНЧЕНКО (БПИ)

#### РАСЧЕТ НА ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ

В работе рассматривается изготовленная сваркой взрывом биметаллическая трубная заготовка, находящаяся под действием поверхностной распределенной нагрузки  $q$  и осевого усилия  $P$ .

В качестве исходной предпосылки расчета принята гипотеза недеформируемых нормалей, по которой цилиндрическая оболочка после деформации остается телом вращения. В общем случае для слоистой цилиндрической оболочки нормальные напряжения каждого из слоев определяют по следующим формулам:

$$\sigma_s^i = - \frac{\Delta_{11}^i}{\Omega_0} \frac{dV}{dS} + \left( \frac{K_{11} \Delta_{12}^i - K_{12} \Delta_{11}^i}{\Omega_0} - \gamma B_{11}^i \right) \frac{dW}{dS} + \frac{\Delta_{12}^i}{\Omega_0} \frac{1}{R} F_1(S),$$

$$\sigma_{\varphi}^i = \frac{\Delta_{12}^i}{\Omega_0} \frac{dV}{dS} - \left( \frac{K_{11} \Delta_{11}^i - K_{12} \Delta_{12}^i}{\Omega_0} + \gamma B_{12}^i \right) \frac{dW}{dS} - \frac{\Delta_{11}^i}{\Omega_0} \frac{1}{R} F_1(S).$$

Как видно, расчет напряжений в слоях сводится к нахождению искомым функций  $V = V(S)$  и  $W = W(S)$ , которые можно определить из уравнения

$$\frac{d^2 \zeta}{dS^2} - K \zeta = \Psi(S) \quad (1)$$

с помощью комплексной функции [1]:

$$\zeta = W + i \sqrt{\frac{C_{11}}{\Omega_0 (D_{11} - D_{11}^0)}} V. \quad (2)$$

Решение соответствующего (1) однородного уравнения получим в виде [1]:

$$\bar{c}^I = (A_1 + iB_1) e^{(a+ib)S} + (A_2 + iB_2) e^{-(a+ib)S}.$$

Для указанных условий нагружения оболочки частное решение уравнения (1) определится как

$$\bar{c} = iRqS \sqrt{\frac{C_{11}}{\Omega_0 (D_{11} - D_{11}^0)}}.$$

Тогда общее решение запишется:

$$\begin{aligned} \bar{c} = & A_1 \chi_1 - B_1 \eta_1 + A_2 \chi - B_2 \eta + i(B_1 \chi_1 - A_1 \eta_1 + B_2 \chi - A_2 \eta + \\ & + RqS \sqrt{\frac{C_{11}}{\Omega_0 (D_{11} - D_{11}^0)}}). \end{aligned}$$

С учетом (2) получим

$$V(S) = \sqrt{\frac{\Omega_0 (D_{11} - D_{11}^0)}{C_{11}}} (B_1 \chi_1 - A_1 \eta_1 + B_2 \chi - A_2 \eta) + RqS:$$

$$W(S) = A_1 \chi_1 - B_1 \eta_1 + A_2 \chi - B_2 \eta,$$

где  $A_1, B_1$  – вещественные постоянные интегрирования, которые должны быть определены из условия закрепления краев оболочки.

Составив для каждого края оболочки по два уравнения [1], получим систему четырех линейных уравнений относительно четырех неизвестных  $A_1, A_2, B_1, B_2$ , решая которую по предложенным формулам можно определить нормальные напряжения, возникающие в каждом слое оболочки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Амбарцумян С.А. Общая теория анизотропных оболочек. – М.: Наука, 1974. – 446 с.

УДК 621.791.044

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, канд.техн.наук,  
Ю.Г. АЛЕКСЕЕВ (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИИ 38ХНЗМФА – КОБАЛЬТОВЫЙ СПЛАВ

Разработка и освоение способов получения слоистых материалов с заданными свойствами и отработка деформационно-термических условий для формирования требуемого строения и свойств композиций открывают большие



Первоначально оценивали влияние на прочность соединения касательных напряжений, возникающих в композиции из-за разницы коэффициентов линейного расширения. Для этого осуществляли десятикратный методический всесторонний нагрев образцов в печи с последующим охлаждением на воздухе ( $20 \rightleftharpoons 900$  °С). Математическими расчетами определено и экспериментально доказано, что возникают небольшие по величине касательные напряжения. Прочность сварного соединения возросла от 1010 до 1170 МПа. Это, по-видимому, можно объяснить диффузионными процессами, интенсивность протекающих которых возрастает при циклическом нагреве и возникающих термических напряжениях – сжатия, нормальных к зоне соединения. Повышение прочности сварного соединения при циклическом температурном нагружении открывает возможности для разработки режимов тренировки слоистого материала с целью повышения его эксплуатационных характеристик.

Для испытания композиции в экстремальных условиях (высокоскоростной односторонний нагрев и охлаждение) разработана специальная автоматическая установка, состоящая из нагревателя – угольного сердечника, источника энергии – автотрансформатора высокой мощности, систем охлаждения – водяной и воздушной душ и системы автоматического режима работы. Образцы плотно собирали на угольном сердечнике, который разогревали электрическим током до температуры 2000 °С со скоростью 17 °С/с. В течение 1,5 мин температура внутренней поверхности образцов достигала 900 °С, а наружной – 450 °С. После охлаждения и повторных испытаний (10 циклов) в зоне соединения и на поверхности стали обнаружены термоусталостные микротрещины, снижающие прочность сварного соединения и работоспособность слоистого материала.

УДК 621.891

Т.В. КАЛИНОВСКАЯ, канд.техн.наук,  
Д.И. ДМИТРОВИЧ (ФТИ АН БССР),  
А.С. МАСАКОВСКАЯ, канд.техн.наук (БПИ)

## НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ СРЕЗЕ МОДЕЛИ ШЕРОХОВАТОСТИ КОНТАКТА

Анализ явлений, происходящих в области локальных контактов и приконтактном слое при трении, требует детального изучения закономерностей напряженно-деформированного состояния элементов шероховатости (гребешков) при приложении к ним сдвиговой и нормальной нагрузки.

Если предположить, что при сдвиге гребешка, выходящего за поверхность пластичного тела, линия сдвига, составляющая угол  $\pi/4$  со свободной поверхностью гребешка, совпадает с направлением движения, то для рассмотрения его напряженного состояния можно воспользоваться закономерностями для нагруженного квадратного элемента с соответствующей его ориентацией относительно линии сдвига гребешка [1]. Возникающие при этом соотношения нормальных  $\sigma_n$  и касательных  $\tau_k$  напряжений на подошве гребешка приводят к равенству напряжений  $\sigma_n = \tau_k = k$ , где  $k$  – константа сдвига.

С другой стороны, при исследовании несущей способности элементарных площадок контакта установлено, что нормальное давление в условиях предельного трения ( $\tau_{\kappa} = k$ ) при поперечном смещении площадки контакта равно  $\lim \sigma_n = k(1 + \pi/2)$  при  $\tau_{\kappa} \rightarrow k$ , отличаясь от предельного напряжения вдавливания без поперечного смещения  $\sigma_n = k(2 + \pi)$  в два раза и от напряжения на подошве гребешка  $\sigma_{\kappa} = k$  в  $(1 + \pi/2)$  раз. Последнее различие в  $(1 + \pi/2)$  раз вызывает противоречие между несущей способностью полупространства и регламентированным нами напряженным состоянием гребешка, которое должно перестраиваться таким образом, чтобы несущая способность гребешка соответствовала несущей способности пластического полупространства на углах гребешка  $\alpha_0 \rightarrow \pi/2$  (рис. 1).

Рассмотрение условий равновесия в ряде простейших схем нагружения гребешков с целью выяснения связи осредненных значений нормальных и касательных напряжений на нагруженной грани и подошве гребешка с геометрическими параметрами последнего при приложении сдвигающей силы  $T = kF$  ( $F$  — площадь подошвы гребешка) показало, что во всех случаях на опорной поверхности гребешка (подошве) при схеме сдвига не возникает нормальное напряжение ( $\sigma_n = 0$ ). Отсутствие нормальной реакции не отвечает задаче трения, так как гребешок обладает несущей способностью и, следовательно, находится под нормальной нагрузкой. Приложение нормальной нагрузки  $N$  к опорной грани гребешка при сохранении его геометрии дает значение напряжений на ней  $\sigma_n = k \operatorname{tg} \alpha_0$ ,  $\tau_{\kappa} = k$ . При  $\alpha_0 \rightarrow \pi/2$  и  $\tau_{\kappa} = k$  напряжения сжатия на грани гребешка и его подошве стремятся к бесконечности. В то же время известна предельная несущая способность пятна касания при сдвиге гребешка ( $\alpha_0 \rightarrow \pi/2$ ), равная  $\sigma_n = k(1 + \pi/2)$ .

Проанализировав напряженное состояние гребешка при помощи полей линий скольжения, получим следующее значение напряжений на главной плоскости сдвига (подошве гребешка):

$$\sigma_n = k [1 + 2(\alpha_0 - \pi/4)], \quad \tau_{\kappa} = k.$$

В пределе, когда  $\alpha_0 \rightarrow \frac{\pi}{2}$ , нормальные напряжения на всей наклонной грани принимают значение  $\sigma_n = (1 + \pi/2)k$ . Таким образом, рассмотрение схемы сжатия — сдвига гребешка с привлечением поля линий скольжения позволило доказать, что напряженное состояние вырожденного гребешка при  $\alpha_0 \rightarrow \pi/2$  (когда грань сливается с подошвой) совпадает с несущей способностью полосы контакта, нагруженной нормальной и предельной поперечной сдвигающей нагрузкой  $\tau_{\kappa} \rightarrow k$ . Пределы  $\sigma_n$  совпадают и равны  $\sigma_n = (1 + \pi/2)k$ . Эпюры сил трения и нормальных давлений на нагруженной грани пластического гребешка, построенные с привлечением теории линий скольжения и теории переходных областей, показаны на рис. 1.

Эпюра  $\tau_{\kappa}$  представлена треугольником от  $B$  до  $C''$ , где  $C''$  является проекцией  $C$  на грань  $BA_1$  (треугольная область  $ABC$  является областью равномерного сжатия), с направлением, отвечающим тенденции сдвига в сторону свободной поверхности. От  $C''$  до  $C'$  напряжения трения возрастают по синусоиде,

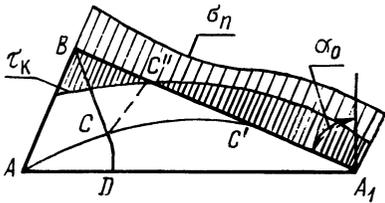


Рис. 1. Анализ сжатия – сдвига гребешка методом линий скольжения.

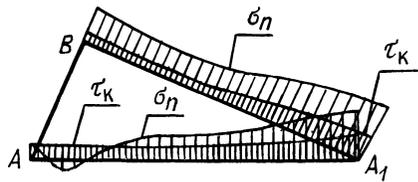


Рис. 2. Эпюры нормальных и касательных напряжений при сдвиге гребешка.

$0 \leq \tau_k \leq k$ , на участке  $C'A_1$  ( $CC'$  является границей сдвига) остаются постоянными. На этих участках  $\tau_k$  направлено к  $A_1$ . Отвечающая ей эпюра нормальных напряжений на грани очерчивается параболой на отрезке  $BC'$  с уменьшением напряжения  $\sigma_n = (1 + \frac{\pi}{2})k$  до  $\sigma_n = (\frac{5}{2} - \frac{\pi}{4})k$ , переходной кривой на участке  $C''C'$ , где  $\sigma_n$  опять возвращается к величине  $(1 + \pi/2)k$ , и постоянным напряжением  $\sigma_n = (1 + \pi/2)k$  на остальной части грани  $C'A_1$ .

Экспериментально были исследованы гребешки с углами при вершине  $90^\circ$ , деформируемыми сдвигающей силой  $T$ , распределенной по всей грани гребешка. Угол между подошвой и нагруженной гранью составлял  $30^\circ$  (рис. 2).

Как видно из рис. 2, силы трения на грани направлены в одну сторону и возрастают на грани в направлении точки  $A_1$ , являясь отображением эпюры  $\tau_{max}$ . Такое отличие в поведении силы трения на контакте от описанного в данной статье показывает, что теория переходных зон требует уточнения в области малых значений  $\tau_{max}$ . Эпюра  $\sigma_n$  является сжимающей, имеет тенденцию к снижению в области  $C''C'$ , выделенной на рис. 1. Значения  $\sigma_n$  растут к точкам  $B$  и  $C'$  и на части грани  $C'A_1$  почти постоянны, что вполне отвечает расчетной эпюре нормальных напряжений. На подошве гребешка эпюры нормальных и касательных напряжений имеют аналогичный характер: силы трения направлены в одну сторону,  $\sigma_n$  является сжимающим напряжением, за исключением небольшой области, прилегающей к свободной грани, и растет в сторону точки пересечения подошвы и нагруженной грани  $A_1$ . Область растяжения вблизи свободной грани обусловлена возникновением трещины в области точки  $A$  при сдвиге.

В работе [1] было отмечено, что при сдвиге гребешка в направлении, совпадающем с его подошвой, поле линий скольжения очерчивает линзообразный очаг деформации, прилегающий к линии главного сдвига (подошве). Граница поля  $ACC'A_1$  по форме близка к контуру линзы (рис. 1). Распределение сдвиговых деформаций в очаге, полученное экспериментально, показало, что нижняя граница очага деформации соответствует замкнутому линзообразному очагу деформации, а верхняя – незамкнутому линзообразному очагу деформации.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения. – Минск: Наука и техника, 1978. – 272 с.

УДК 621.746.6

А.Г. КУЧЕРЯВЫЙ, канд.техн.наук (БПИ)

### ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СВОЙСТВ ОТЛИВКИ И ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

При формировании свойств чугуновой отливки используют два периода изменения качественного состояния: затвердевание металла; фазовый переход аустенита в перлит. В эти периоды, воздействуя охлаждением на отливку, можно получить желаемую структуру и свойства металла, соответствующие требованиям эксплуатации изделия. Для чугуновой отливки можно получить структуру белого чугуна при скорости затвердевания  $u > 0,55 \cdot 10^{-3}$  м/с; структуру половинчатого перлитоцементитного чугуна при  $u = (0,2 - 0,55) \cdot 10^{-3}$  м/с; структуру серого перлитного чугуна при  $u = (0,22 - 0,2) \cdot 10^{-3}$  м/с; структуру серого ферритоперлитного чугуна при  $u = (0,0083 - 0,022) \cdot 10^{-3}$  м/с.

Скорость затвердевания отливки зависит от взаимного влияния теплофизических свойств металла отливки и материала литейной формы. Для неограниченной по толщине литейной формы  $X_2$  замечено, что полное затвердевание отливки заканчивается при глубине прогрева литейной формы, равной толщине отливки  $X_1$ . Поэтому для толщин отливок  $X_1 = (8-40) \cdot 10^{-3}$  м и при отношении  $X_1/X_2 \approx 1$  процесс формирования структуры металла при кристаллизации нужно проводить, используя материал литейной формы с определенным коэффициентом тепловой активности  $b_2$ . Теоретические расчеты, приведенные А.И. Вейником, Г.А. Анисовичем, показывают, какое численное значение этот коэффициент должен иметь.

Параметр  $b_2$  можно произвольно изменять в любых интервалах от свойств неметаллической формы до свойств материала кокиля для обеспечения требуемых свойств отливки. Трудность регулирования заключается в умении определять изменение  $b_2$  от вводимого количества компонентов материала литейной формы. Коэффициент тепловой активности материала вычисляется по формуле

$$b_2 = \sqrt{\lambda_2 \rho_2 C_2} ,$$

где  $\lambda_2$  – коэффициент теплопроводности материала формы, Вт/(м·К);  $C_2$  – теплоемкость материала формы, Дж/(кг·К);  $\rho_2$  – плотность материала формы, кг/м<sup>3</sup>.

Приготовление формовочной смеси или использование материала кокиля с соответствующим коэффициентом тепловой активности связано с трудностями. Для многих компонентов формовочных и стержневых материалов нет данных по: температуропроводности  $a$ , теплопроводности  $\lambda$ , теплоемкости  $C$  и др. Нет также данных и для многих используемых формовочных и стержневых смесей. Параметры  $\lambda$ ,  $C$ ,  $\rho$  существенно влияют на время затвердевания отливки. При этом по желанию может быть получена структура чугуна в интер-

вале от структуры белого чугуна до структуры серого. Методы воздействия многообразны. Можно подбирать материал литейной формы, конструкцию литейной формы, которые обеспечивают соответствующий коэффициент тепловой активности  $b_2$ .

Для периода затвердевания отливки рекомендуют рассчитывать коэффициент  $b_2$  по правилу аддитивности [1].

Эксперименты по определению коэффициента  $b_2$  проводились методом заливки симметричной литейной формы. Температура охлаждаемой отливки и температурное поле литейной формы регистрировались хромель-алюмелевыми термопарами с помощью потенциометра ЭПП-09.

Анализ изменения коэффициента  $b_2$  проводился по двум вариантам: с учетом в расчетах площади контакта отливки и формы; с учетом в расчетах массы компонентов материала литейной формы. Полученные расчетом и в эксперименте коэффициенты  $b_2$  сравнивались между собой. Сравнение коэффициента  $b_2$ , полученного расчетом по правилу аддитивности с учетом площади контакта поверхности отливки с литейной формой, показало, что расчетное значение в 2 раза больше экспериментального. Сравнение коэффициента  $b_2$ , полученного расчетом по правилу аддитивности с учетом массы компонентов материала литейной формы, показало, что расчетное значение в 4,2 раза больше экспериментального.

Проведенные исследования показали, что правило аддитивности не дает желаемой точности по расчету эффективного коэффициента тепловой активности материала формы, времени затвердевания отливки и, как следствие, желаемых свойств чугуновой отливки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. К у м а н и н И.В. Вопросы теории литейных процессов. – М.: Машиностроение, 1976. – 216 с.

УДК 669.14.018.025

О.С. КОМАРОВ, канд.техн.наук,  
В.Д. ТУЛЬЕВ, канд.техн.наук,  
С.В. ГАРБУЗ (БПИ)

### ЗАВИСИМОСТЬ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИХЧ28Н2 ОТ МАКРОСТРУКТУРЫ ОТЛИВОК

В последние годы высокохромистые чугуны типа ИХЧ28Н2 привлекают внимание исследовательских работников и литейщиков в связи с высокими показателями износостойкости в гидроабразивной среде. Структура этих чугунов отличается сложностью. Введение модификаторов может изменить размеры и дисперсность первичной фазы (аустенита или карбида), размеры блоков эвтектики или их морфологию, т.е. соотношение ячеистой и пластинчатой зон, а также повлиять на характер формирования макроструктуры, изменив соотношение зон эндо- и экзогенной кристаллизации.

Т а б л и ц а 1. Изменение структуры и предела прочности после модифицирования

Добавка, % по массе	Число блоков эвтектики $\times 10^{-8}$ , мм	$\sigma_{изг}$ , МПа	Ширина зоны трансформации, мм
0	1,2	310	20
0,1 Al	1,8	330	20
0,1 Ce	2,1	340	20
0,1 SiCa	2,2	360	20
0,02 Bi	2,1	340	20
0,02 Al + 0,01 Bi + 0,03 B	11,3	440	0
0,05 Ce + 0,01 Bi + 0,2 ЖКМК	9,2	450	2
0,07 SiCa + 0,005 Te + 0,2 ЖКМК	9,8	430	2,5
0,05 Ce + 0,005 Bi	5,3	370	8
0,01 Bi + 0,03 B + 0,02 Ce	9,1	420	2

Поэтому в данной работе ставилась задача по управлению процессом формирования микроструктуры с помощью модификаторов и изучению зависимости их износостойкости от характера макроструктуры. В ходе экспериментов из чугуна состава (в % по массе) 2,7 С, 0,9 Si, 0,7 Mn, 28 Cr, 2,1 Ni, 0,08 S и 0,1 P отливали образцы длиной 320 мм и  $\phi$  40 мм. Чугуны плавил в индукционной печи и перед заливкой модифицировали в ковше различными добавками (табл. 1). Образцы испытывали на изгиб и по излому определяли ширину зоны трансформации. После приготовления шлифа подсчитывали число блоков эвтектики в сечении, перпендикулярном продольной оси цилиндрических образцов на удалении 5, 10, 15 и 20 мм от поверхности. В таблице указаны средние значения из четырех замеров.

Как следует из результатов, приведенных в таблице, наблюдается прямая зависимость между числом блоков эвтектики, шириной зоны трансформации и прочностью на изгиб. Добавки, облегчающие зарождение эвтектических колоний (Al + B + Bi, Bi + B + Ce, Ce + Bi + ЖКМК, SiCa + Te + ЖКМК), препятствуют развитию трансформации и существенно повышают прочность на изгиб.

Износостойкость образцов исследовали в гидробразивной среде, которая состояла из 50 % воды и 50 % электрокорунда с размером частиц от 0,5 до 2 мм. Оценку относительного износа осуществляли путем взвешивания образцов до и после испытаний, которые проводили в течение 40 ч при 650с<sup>-1</sup>.

Одновременно испытывали восемь образцов, четыре из которых имели эндогенную макроструктуру (два с добавкой 0,01 % Bi + 0,03 % B + 0,02 % Ce и два с 0,020 % Al + 0,01 % Bi + 0,03 % B) и четыре экзогенную (два без добавок и два с добавкой 0,05 % Ce + 0,005 % Bi). Взвешивание после испытаний показало, что в образцах с трансформацией потери массы в 1,4 раза больше по сравнению с образцами, имеющими эндогенную макроструктуру.

Таким образом, показано, что модифицирование чугуна рядом добавок позволяет за счет измельчения эвтектических колоний ликвидировать трансформацию в отливках из ИХЧ28Н2, повысить прочность и износостойкость.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ЧУГУННЫХ КОКИЛЕЙ С ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Экспериментальные исследования проводились на плоском чугунном кокиле, состоящем из двух полуформ размерами 250х250 мм с толщиной стенки 20 мм. Толщина отливки из серого чугуна составляла 6 мм. Для измерения температур на рабочей и внешней поверхностях использовались хромель-алюмелевые термопары и осциллограф Н-700. Для сравнения опыты проводились на кокиле, защитные покрытия которого состоят из огнеупорных облицовок и красок, используемых на заводах, и алитированном кокиле при различной интенсивности охлаждения его внешней поверхности.

В первом случае (рис. 1, а) использовался кокиль, рабочая поверхность которого покрывалась по заводской технологии слоем облицовочного покрытия толщиной 0,3–0,4 мм и слоем копоти толщиной 0,1–0,2 мм. Теплопроводность используемой кокильной краски колеблется в пределах 0,16–0,25 Вт/(м·К). Краска обладает большим термическим сопротивлением по сравнению с термическим сопротивлением металла кокиля, вследствие чего скорость затвердевания отливки можно изменять в широких пределах. Вместе с тем применение интенсивного охлаждения внешней поверхности такого кокиля затруднено. Анализ экспериментальных данных показывает, что в условиях естественного охлаждения кокиля на воздухе продолжительность цикла составляет 360 с, температура на рабочей поверхности кокиля – 798 К (кривая 1), максимальный перепад температуры по телу кокиля достигает 180 К.

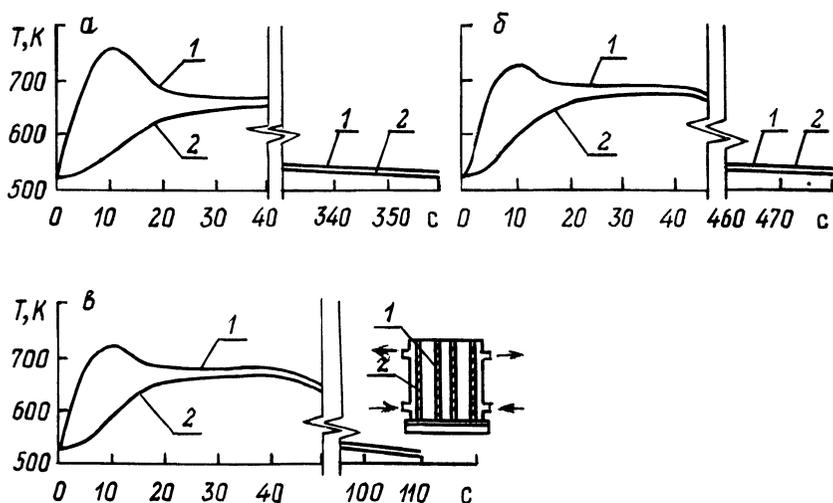


Рис. 1. Температуры внутренней (кривая 1) и наружной (кривая 2) поверхностей чугунного кокиля при различных условиях охлаждения.

Во втором случае (рис. 1, б и в) опыты проводились на кокиле, рабочая и внешняя поверхности которого подвергались предварительному напылению алюминием с последующим отжигом, в ходе которого фаза  $FeAl_3$  медленно растворялась с образованием новой фазы  $\alpha$ -твердого раствора. Глубина алитированного слоя составляла 0,2–0,25 мм. Со стороны отливки алитированный слой слегка припыливался копотью. Использование вместо кокильной краски алитированного (окисного) слоя, обладающего высокой температурой плавления (2323 К), большой твердостью (микротвердость составляет 4–5 ГПа), малым коэффициентом теплопроводности ( $\lambda_{кр} = 0,35–0,45$  Вт/(м·К)), позволяет практически получить тот же эффект, что и при использовании теплоизоляционного покрытия в виде кокильной краски. Об этом свидетельствуют опытные данные температурных кривых, представленных на рис. 1, б и в. Начальная температура кокиля составляла 523 К (рис. 1, а), температура заливаемого металла составляла 1570–1580 К. В случае алитированного кокиля опыты проводились на неохлаждаемом кокиле (рис. 1, б) и в условиях принудительного охлаждения формы (рис. 1, в). В последнем случае к внешней поверхности кокиля крепился кожух для подвода и отвода охлаждающей жидкости. В качестве охлаждающей среды использовалась вода, которая подавалась в рубашку через систему специальных отверстий. В результате распыления жидкости на охлаждаемую поверхность кокиля создается стержневой режим кипения. Наличие диффузионного слоя с внешней стороны кокиля позволяет создать более мягкий режим охлаждения, тогда как алитированный слой на рабочей поверхности благоприятно сказывается на процессе формирования чугуновой отливки. Так как теплоизоляционные покрытия со стороны рабочей поверхности очень сильно влияют только на начальный период процесса охлаждения отливки (отвод теплоты перегрева, затвердевание металла), то охлаждающую среду в случае алитированного кокиля (рис. 1, в) подавали в момент разъема формы. На представленном графике это соответствует 40 с.

Анализ теплового режима кокиля, представленного на рис. 1, б и в, показывает, что ход температурных кривых практически совпадает в области формирования отливки до ее выбивки, затем температурные кривые расходятся. Для неохлаждаемого кокиля время цикла составляет 480 с, для охлаждаемого – 110 с. Максимальный перепад температур по телу кокиля составляет при этом 125 градусов, что несколько ниже, чем в кокиле с обычным теплоизоляционным покрытием.

Приведенные данные позволяют судить о преимуществах использования алитированных чугуновых кокилей.

Э.А. ГУРВИЧ, канд.техн.наук,  
Р.И. ЕСЬМАН, канд.техн.наук,  
В.А. АНТОНОВ, Е.С. МАТЮШ (БПИ)

## РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДЛЯ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ФОРМЫ

Температурное поле многослойной системы "отливка—металлическая форма" определяется многообразием факторов и в общем случае в безразмерных переменных описывается дифференциальным уравнением теплопроводности [1] (рис. 1)

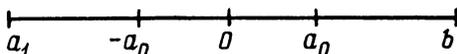


Рис. 1. Расчетная схема.

$$d^2 c_1(u_1) \rho_1(u_1) \frac{\partial u_1}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_1(u_1) \frac{\partial u_1}{\partial x} \right]; \quad -\frac{a_0}{d} \leq x \leq \frac{a_0}{d};$$

$$d^2 c_2(u_2) \rho_2(u_2) \frac{\partial u_2}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_2(u_2) \frac{\partial u_2}{\partial x} \right]; \quad (1)$$

$$a_1/d \leq x < -a_0/d, \quad a_0/d < x \leq b/d.$$

Здесь удельная массовая теплоемкость  $c_i$ , плотность  $\rho_i$  и коэффициент теплопроводности  $\lambda_i$  — функции безразмерной температуры  $u_i(x, t)$ ; индексом  $i = 1$  обозначены величины, относящиеся к отливке ( $-a_0/d \leq x \leq a_0/d$ ), индексом  $i = 2$  — к форме ( $a_1/d \leq x < -a_0/d, a_0/d < x \leq b/d$ ).

В начальный момент времени  $t = 0$  безразмерная температура

$$u_i(x, 0) = \frac{T_i(x, 0) - T_0}{T_0}, \quad (2)$$

где  $T_i(x, 0)$  — начальная температура отливки (формы);  $T_0$  — температура окружающей среды.

Сформулируем граничные условия. На свободных поверхностях металлической формы при  $x = a_1/d, b/d$  граничные условия с учетом радиационного теплообмена в соответствии с законом Стефана—Больцмана и в безразмерных переменных можно записать в виде

$$-\lambda_2(u_2) \frac{\partial u_2}{\partial x} = \epsilon \sigma T_0^3 (u + 2) ((u + 1)^2 + 1), \quad (3)$$

где  $\varphi(u) = \epsilon \sigma T_0^3 (u + 2) ((u + 1)^2 + 1)$ .

Интегральная степень черноты поверхности кокиля  $\epsilon$  и коэффициент теплоотдачи  $a_2$  на разных свободных поверхностях формы могут быть различны

ны. В случае применения в качестве теплоносителя капельной жидкости радиационной теплообмен исключается.

На рабочих поверхностях металлической формы ( $x = \pm a_0/d$ ) имеют место совместные граничные условия. При идеальном контакте они записываются в виде

$$\lambda_1(u_1) \frac{\partial u_1}{\partial x} = \lambda_2(u_2) \frac{\partial u_2}{\partial x} \quad (4)$$

На практике идеальный контакт не существует, так как на рабочую поверхность формы наносится слой разделительной смазки (теплоизоляционной краски) толщиной  $\delta_{кр}$ . Кроме того, в процессе охлаждения отливки вследствие усадки затвердевающего металла между внешней поверхностью отливки и рабочей поверхностью формы образуется воздушный зазор  $\delta_B$ . Его величина определяется из рассмотрения термонапряженного состояния формы [2]. Учитывая, что через слой краски тепло передается за счет теплопроводности, а через воздушный зазор — за счет теплопроводности и теплоотдачи излучением, конкретные условия в безразмерных переменных можно записать в виде

$$\begin{aligned} -\lambda_1 \frac{\partial u_1}{\partial x} &= -\lambda_2 \frac{\partial u_2}{\partial x} = \frac{\lambda_{кр} d}{\delta_{кр}} (u_{кр} - u_2) = \\ &= \frac{(u_1 - u_2) ((\lambda_B/\delta_B) - a_L) (\lambda_{кр} d)/\delta_{кр}}{(\lambda_{кр}/\delta_{кр}) + (\lambda_B/\delta_B) + a_L} \end{aligned}$$

Если задача симметрична (т.е. размеры полуформ, толщина и свойства теплоизоляционного покрытия на обеих рабочих поверхностях формы и условия теплообмена на свободных поверхностях одинаковы), то нет необходимости изучать тепловой режим для всего тела "отливка—форма". В этом случае достаточно изучить его на участке  $0 \leq x \leq b/d$ , для чего на оси симметрии при  $x = 0$  ставится условие

$$\frac{\partial u}{\partial x} = 0. \quad (5)$$

Для решения сформулированной задачи введем равномерные сетки с шагом  $h = (-a_0 - a_1)/n_0 d$  на отрезке  $[a_1/d, -a_0/d]$ , с шагом  $h^0 = 2a_0/dn_1$  в области отливки и с шагом  $h^1 = (b_1 - a_0)/n_2 d$  на отрезке  $[a_0/d, b/d]$  ( $n_1$  — целые числа и  $n_1$  — четное).

Если задача несимметричная, то  $n_1$  может быть и нечетным. Задача аппроксимируется конечно-разностным аналогом уравнений (1)–(4) с помощью неявной схемы на четырехточечном шаблоне [1].

В случае симметричной задачи условие (5) в разностном виде переписывается так:  $u_{N-1} = u_{N+1}$ . Здесь  $N = (n_0 + n_1)/2$ .

Для определения значения температуры в узлах сетки получили систему  $N + 5$  (в случае симметричной задачи  $N + 3$ ) нелинейных уравнений. Задача может быть решена одним из итерационных методов. За начальное приближение решения на временном слое  $l + 1$  можно взять его значение на слое  $l$ . Для нахождения очередной итерации имеем линейную систему уравнений, для решения которой можно использовать метод прогонки [1].

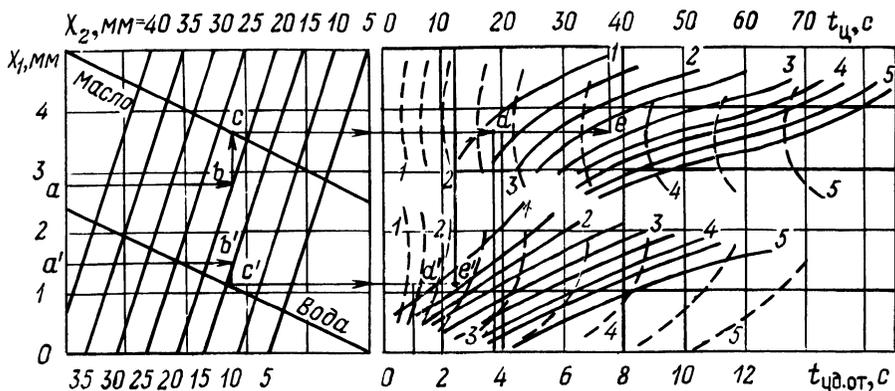


Рис. 2. Номограмма для определения временных параметров процесса литья под давлением отливок из сплава АЛ4 при различных условиях охлаждения пресс-форм: сплошные линии – цикл ( $T_{2н} = 250^{\circ}\text{C}$ ); штриховые – удаление отливки ( $T_{уд.отл} = 450^{\circ}\text{C}$ ).

Описанный алгоритм реализован на языке ФОРТРАН. Вычисления производились на ЭВМ "БЭСМ-6".

Одним из результатов расчета является номограмма, приведенная на рис. 2. Она позволяет определить технологический цикл (заливка–удаление отливки) и температурный цикл (заливка – заливка) процесса литья под давлением отливки толщиной до 10 мм из сплава АЛ4 в пресс-формы с различным расстоянием каналов охлаждения от рабочей поверхности при использовании в качестве охлаждающей среды разных теплоносителей. Для примера определим температурный цикл процесса и момент удаления отливки из сплава АЛ4 толщиной 5,5 мм, формирующейся в стальной пресс-форме, охлаждаемой маслом ГСКП-30, которое протекает по каналам, расположенным на расстоянии 20 мм от рабочей поверхности пресс-формы.

Для решения задачи с помощью номограммы осуществляем следующие операции: на оси  $X_1$  находим отметку 2,75 мм (точка а); проводим линию, перпендикулярную оси  $X_1$ , до пересечения с линией  $X_2$ , равной 20 мм (точка в); из точки в до пересечения с линией "масло" параллельно оси  $X_1$  проводим прямую (точка с); из точки с проводим прямую параллельно осям времени; на пересечении этой прямой с кривыми выбивки (штриховые линии) и температурного цикла (сплошные линии), соответствующими  $X_1 = 2,75$  мм, получаем точки d (на кривой выбивки) и e (на кривой цикла); из точек d и e опускаем перпендикуляры на соответствующие оси времени (из точки d на ось  $T_{уд.от}$ , из точки e на ось  $T_{ц}$ ) и определяем  $T_{уд.от} = 3,75$  и время температурного цикла процесса  $T_{ц} = 37,5$  с.

Таким образом, разработанная математическая модель и решение задачи описанным методом с использованием ЭВМ, позволяют получить практические номограммы для выбора оптимальных параметров процесса литья в металлические формы.

## 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: Выш. шк., 1977. — 265 с. 2. Г е й г в у д Б.Е. Температурные напряжения/Пер. с англ. — М.: Изд-во иностр. лиг., 1959. — 300 с. 3. Т и м о ш е н к о С.П., Г у д ь е р Дж. Теория упругости. — М.: Изд-во иностр. лиг., 1975. — 157 с.

УДК 621.746 + 621.745

Н.П. ЖВАВЫЙ, Н.П. ЖМАКИН, канд.техн.наук,  
Е.В. КРАВЧЕНКО, канд.техн.наук (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА ТОНКОСТЕННЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК И СТОЙКОСТЬ ЭМАЛЕВОГО ПОКРЫТИЯ

Стойкость эмаливого покрытия на металлической поверхности изделия во многом определяется такими факторами, как макро- и микроструктура, химический состав, тепловые и химические свойства металла, состояние поверхности изделия.

Главная трудность при эмалировании чугуна заключается в том, что по своей структуре и свойствам он не менее стабилен, чем сталь. При одинаковом химическом составе его структура может изменяться в зависимости от условий литья, интенсивности теплоотвода в процессе кристаллизации и последующего охлаждения. При этом структура графита в чугуне имеет большее значение, чем металлическая матрица.

Комплексное воздействие на процесс формирования структуры с использованием модифицирующих добавок при литье в кокиль позволяет получать плотную мелкозернистую и равномерную по сечению структуру чугунных отливок без отбела.

В данной работе проводились исследования по определению состава и содержания модифицирующих добавок, вводимых в расплав определенного химического состава для получения тонкостенных чугунных отливок с хорошим качеством и высокой стойкостью эмаливого покрытия.

Исследования проводились на заводе "Эмальпосуда" г. Слуцка при литье изделий с толщиной стенки 4–6 мм. Использовали чугун следующего химического состава: С = 3,4–3,6 %; Мп = 0,5–0,8 ; Si = 2,2–2,6 %; P = 0,3–0,4 %; S = 0,06–0,09 %.

Температура металла перед заливкой составляла 1280–1320 °С.

Формой служил тонкостенный кокиль, рабочая поверхность которого покрывалась слоем облицовки толщиной 0,3 мм и краски — 0,1–0,2 мм. Температура кокиля перед заливкой составляла 300–350 °С.

При данных начальных условиях исследовалось влияние ряда модифицирующих добавок: силикомишметалла (СММ), силикокальция (СК), а также комплексных модификаторов: силикомишметалла с феррохромом (СММ + FeCr), силикомишметалла с феррованадием (СММ + FeV). Модификатор вводили в ковш перед заливкой. Содержание модификатора в серии экспери-

ментов составляло: СММ от 0,05 до 0,2 %, СК от 0,05 до 0,03 %; в комплексном модификаторе содержалось 0,05 % СММ и 0,05–0,1 % FeCr либо такое же количество FeV.

В качестве характеристики эффективности действия модификатора были приняты измельчение зерна, уменьшение глубины отбела, а также стойкость эмали на готовом изделии при термоциклировании. Для контроля использовали изделия, полученные из немодифицированного чугуна.

Изделия нагревали до 200 °С с последующим резким охлаждением в проточной воде. Нарушение стойкости фиксировались при появлении волосяных трещин либо откола эмали.

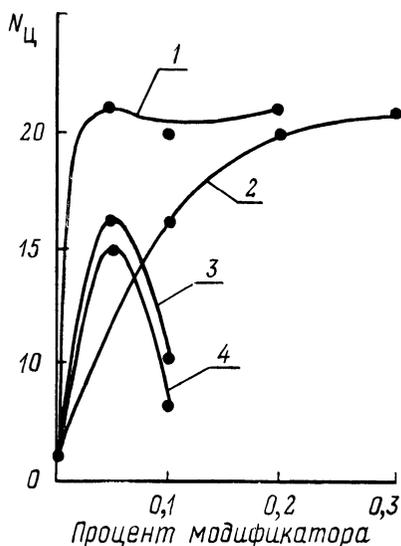


Рис. 1. Влияние модифицирующих добавок на стойкость эмалевого покрытия при циклических тепловых нагрузках:

1 – силикомишметалл (СММ); 2 – силикокальций (СК); 3 – силикомишметалл + феррованадий (СММ + FeV); 4 – силикомишметалл + феррохром (СММ + FeCr).

Результаты эксперимента представлены на рис. 1. Анализ результатов экспериментов показал, что введение в расплав 0,05 % СММ приводит к резкому измельчению зерна, при дальнейшем увеличении содержания модификатора число эвтектических зерен изменяется незначительно. Модифицирование СК также приводит к измельчению зерна, но не так резко, как при добавке СММ. Наибольший эффект достигается при введении 0,2–0,3 % СК.

Комплексные модификаторы также способствуют измельчению зерна, но при содержании 0,1 % FeCr или FeV увеличивается глубина отбела. Это обусловлено тем, что хром и ванадий являются карбидообразующими элементами.

Наибольшая стойкость эмалевого покрытия достигается при введении в расплав 0,05 % СММ либо 0,2–0,3 % СК. В этом случае структура чугуна является мелкозернистой, равномерной по сечению отливки, изделие получается без отбела.

Разработанная технология литья тонкостенных чугунных отливок в кокиль позволила исключить из технологического процесса операцию графитизирующего отжига.

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ГЛУБИНУ ПОВЕРХНОСТНОГО ОТБЕЛА ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ

Важнейшим фактором, влияющим на появление поверхностного отбела и его дальнейшее распространение в чугуновой отливке при литье в металлическую форму, является теплообмен между отливкой и кокилем. Существуют различные способы управления теплообменом.

В данной работе, в частности, изучалось комплексное влияние начальной температуры формы, наличия слоя кокильной краски на появление и формирование термического сопротивления в виде естественного газового зазора и, в конечном итоге, влияние этих параметров на глубину отбела чугуновой отливки.

Исследования проводились на экспериментальной установке, состоящей из двух плит размером 150 x 150 x 20 мм неокрашенных и окрашенных ( $X_{кр} = 0,15-0,20$  мм;  $\lambda_{кр} = 0,35$  Вт/(м·К)). Толщина отливки составляла 10 мм. В кокиль заливался серый чугун следующего химического состава: С = 3,3–3,5 %; Mn = 0,6–0,9 %; Si = 1,8–2,2 %; P = 0,06–0,09 %; S = 0,06–0,09 %. Температура металла перед заливкой составляла 1300–1320 °С.

Результаты исследований представлены на рис. 1. Из рисунка видно, что в условиях литья чугуна в кокиль без термозащитного покрытия глубина отбела с повышением начальной температуры кокиля от 20 до 150 °С (для данных условий эксперимента) растет. При дальнейшем повышении температуры

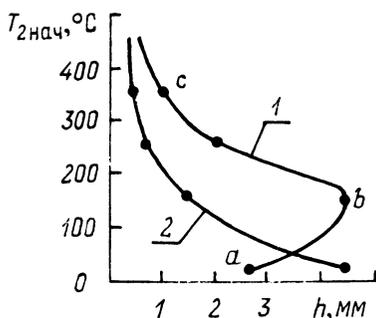


Рис. 1. Влияние начальной температуры кокиля на глубину отбела чугуновой отливки:

1 - без термозащитного покрытия; 2 - с покрытием ( $X_{кр} = 0,15-0,20$  мм;  $\lambda_{кр} = 0,35$  Вт/(м·К)).

$T_{2нач}$  отбел резко уменьшается, а при  $T_{2нач}$  порядка 400 °С и выше остается практически без изменения.

Уменьшение глубины отбела в точке а по сравнению с точкой б объясняется возникновением больших термических сопротивлений в виде газовых зазоров, связанных с появлением термоупругих напряжений, которые возникают в металлической форме в период соприкосновения с ней жидкого металла. При отсутствии термического сопротивления в виде краски на поверхности

формы в момент контакта рабочей поверхности кокиля с жидким металлом в форме возникают значительные термические напряжения, обусловленные большим перепадом температур между поверхностями формы. Это вызывает упругое коробление формы в сторону отливки. В момент возникновения достаточно твердой корки в отливке в период выравнивания температур между поверхностями кокиля происходит отрыв отливки от формы и возникает газовый зазор, который значительно превышает зазор при более высокой начальной температуре кокиля.

Из графика (кривая 1) видно, что при отсутствии термостойкого покрытия (краски) имеется определенная начальная температура формы для конкретного соотношения толщин отливки и формы, при которой отбел максимальный.

Дальнейшее увеличение начальной температуры металлической формы приводит к тому, что значительно уменьшается скорость затвердевания отливки, обусловленная градиентом температуры на ее поверхности. Это приводит к уменьшению глубины поверхностного отбела.

Термоизоляционное покрытие в виде краски, нанесенной на рабочую поверхность кокиля, представляет собой термическое сопротивление между отливкой и формой. Это приводит к тому, что в начальный момент заливки металла передача тепла от отливки к форме происходит не так интенсивно (кривая 2). Скорость затвердевания по всему объему невелика, что способствует уменьшению глубины поверхностного отбела.

Таким образом, глубина отбела чугунных отливок при литье в металлические формы зависит от обоих рассматриваемых факторов. Причем, в начальный момент формирования отливки (до образования газового зазора) первостепенная роль принадлежит термоизоляционному покрытию, а в дальнейшем — газовому зазору, так как его термическое сопротивление почти на два порядка выше термического сопротивления такого же слоя краски.

УДК 621.74.043.2:621.892

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

## **ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ОБРАЗОВАНИЕ ПОРИСТОСТИ В ОТЛИВКАХ**

Высокие скорости заполнения и затвердевания при ограниченной вентиляции пресс-формы и затрудненном питании отливки являются отличительными особенностями процесса литья под давлением. Наряду с обеспечением высокой производительности указанные факторы являются основными причинами характерного для литья под давлением дефекта — повышенной пористости отливок. О преимущественном влиянии указанных, а также других факторов существуют весьма противоречивые мнения.

С целью комплексного изучения влияния скорости прессования, толщины стенки, характера заполнения и вентиляции на образование пористости и от

ливках на машине литья под давлением мод. 71107 изготавливались образцы из сплава АЛ2.

Конструкция пресс-формы предусматривала возможность изменения толщины стенки плоских отливок и питателей от 2 до 6 мм при различных условиях заполнения и вентиляции полости формы. Заполнение первой полости происходит в направлении от питателя к промывнику за счет накопления жидкого сплава у питателя. При спокойном заполнении воздух и газы вытесняются в промывник фронтом запрессовываемого металла. Вторая полость заполняется в противоположном направлении — от промывника к питателю за счет накопления сплава у промывника, что препятствует выходу газов из полости формы. Характер заполнения третьей полости отливки аналогичен характеру заполнения второй. Однако в данном случае газы имеют возможность удаляться в боковые промывники на протяжении всего процесса запрессовки.

Толщина питателей во всех экспериментах была равна толщине отливок. Плотность отливок определялась методом гидростатического взвешивания. Пористость рассчитывалась по значениям плотности эталонных и исследуемых образцов, определяемых методом гидростатического взвешивания. Увеличение скорости прессования влечет за собой возрастание пористости отливок. Наиболее сильно эта зависимость выражена для отливок толщиной 6 и 4 мм (рис. 1, а, б). С уменьшением толщины стенки до 2 мм пористость отливок с ростом скорости прессования изменяется менее интенсивно (рис. 1, в).

Минимальные значения пористости получены в отливках, изготовленных в первой полости, при минимальной скорости прессования. С увеличением толщины стенки отливки от 2 до 6 мм минимальные значения пористости возрастают от 0,1 до 0,8 %. Поскольку эти значения пористости получены при минимальных скоростях прессования и оптимальных условиях вентиляции, можно допустить, что они являются результатом только усадки сплава при затвердевании. Увеличение пористости с ростом толщины стенки отливки связано с тормозящим действием корочки затвердевшего сплава, образующейся в камере прессования и препятствующей подпрессовке. Чем больше толщина стенки отливки, тем больше время ее затвердевания, тем толще и прочнее корочка в камере прессования, препятствующая подпрессовке.

Увеличение пористости выше минимальных значений является результатом захвата воздуха и газов запрессовываемым сплавом. Это явление за-

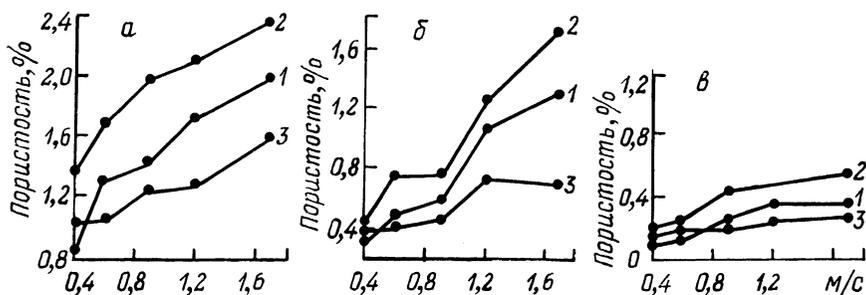


Рис. 1. Влияние скорости прессования на пористость отливок толщиной 6 мм (а), 4 мм (б), 2 мм (в).

метно проявляется у отливок, изготовленных во второй полости, где условия вентиляции наихудшие. Менее интенсивно возрастает пористость с увеличением скорости прессования у отливок, изготовленных в первой и третьей полостях. Здесь на протяжении почти всего процесса заполнения воздух и газы могут удаляться в промывники. В первой полости удаление газов облегчается благоприятным характером движения сплава. В третьей полости — наличием боковых промывников, перекрытие которых происходит постепенно, по мере заполнения полости формы.

При низких скоростях прессования пористость отливок, изготовленных при различных условиях заполнения и вентиляции, различается незначительно — 0,1 % для отливок толщиной 2 мм, 0,2 % для отливок толщиной 4 мм и 0,5 % для отливок толщиной 6 мм. При возрастании скорости прессования до 1,7 м/с различия в пористости отливок увеличиваются соответственно до 0,32 %, до 1,0 % и до 1,0 %. При этом максимальные значения пористости находятся соответственно в следующих пределах: 0,26–0,58 %; 0,68–1,72 %; 1,58–2,58 %. Следовательно, на образование пористости в отливках при литье под давлением оказывает влияние усадка сплава при затвердевании, характер заполнения полости формы и ее вентиляция. При неблагоприятных условиях заполнения и вентиляции пористость отливок в 2–3 раза выше, чем при улучшенных условиях вентиляции и благоприятном характере заполнения. Наиболее сильное влияние на образование пористости в отливках при литье под давлением оказывает скорость прессования. Пористость, образующаяся в результате захвата газов при высоких скоростях прессования, в 2–5 раз превышает усадочную пористость.

*УДК 621.745.55:669.131.6*

**В.М. МИХАЙЛОВСКИЙ, В.М. КОРОЛЕВ, канд.техн.наук,  
И.В. ДОРОЖКО, канд.техн.наук,  
М.И. ВОРОБЕЙ (БПИ)**

### **ВЛИЯНИЕ МАГНИЯ, ЦЕРИЯ И ИТТРИЯ НА ХЛАДОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА**

Многочисленными исследованиями [1] установлен широкий круг элементов-модификаторов, которые рекомендуется использовать для получения чугуна с шаровидным графитом. Среди них практическое применение нашли Mg, Ce, Y, обеспечивающие в достаточно широком диапазоне концентраций высокую степень сфероидизации графитных включений и прочностные свойства чугуна. Вместе с тем при определении оптимальных добавок модификатора не всегда учитывается возможность отрицательного влияния его избыточного содержания или образуемых им карбидных и интерметаллоидных фаз [2] на пластические и вязкостные характеристики сплава, особенно при минусовых температурах.

В работе исследовали влияние микродобавок магния, церия и иттрия на хладостойкость высокопрочного чугуна, выплавленного из металлизированных железорудных окатышей. Базовый состав сплава получали в индукционной

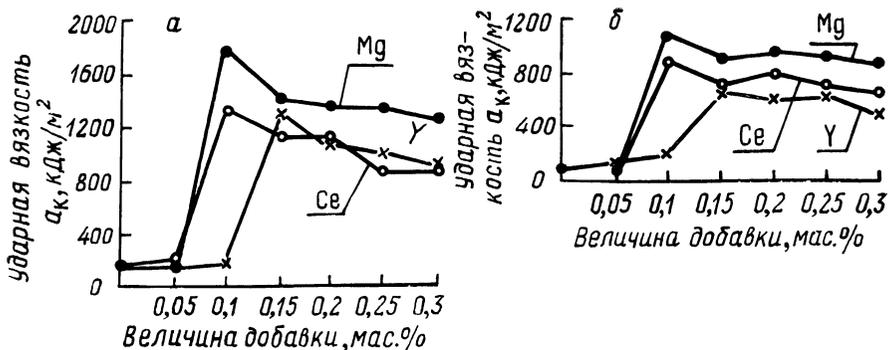


Рис. 1. Влияние Mg, Ce, Y на ударную вязкость чугуна из металлизированных окатышей: а, б – соответственно температура испытаний +20 °С и -60 °С.

высокочастотной печи с последующим переплавом в силитовой печи в шамотографитовом тигле ТГ10 при температуре 1440 °С. Исследуемый сплав имел следующий химический состав: 3,4–3,6 % С; 2,4–2,6 % Si; 0,01 % Mn; 0,008 % S; 0,021 % P. Магний вводился в расплав в виде железомagneйового брикета, иттрий и церий – в колокольчике из стальной фольги. Величина добавки изменялась от 0,05 до 0,3 % к массе жидкого металла. После модифицирования расплав разливали в сухие песчаные формы для получения образцов 10 x 10 x 55 мм. Перед механическими испытаниями отливки подвергались термической обработке по режиму: нагрев до 960 °С, выдержка – 4 ч, охлаждение с печью до 720 °С, выдержка – 4 ч, охлаждение с печью до 600 °С и дальнейшее охлаждение на воздухе для получения ферритной структуры металлической основы. Твердость образцов после отжига существенно не отличалась и находилась в пределах 142–148 НВ.

Измерение ударной вязкости проводили на ротационном копре типа РС0 на образцах без надреза по ГОСТ 9454–78. Охлаждение образцов до температуры -60 °С осуществлялось в специальном криостате в смеси ацетона и жидкого азота.

Представленные на рис. 1 результаты исследования показывают, что зависимость ударной вязкости ( $a_k$ ) от величины добавки модификатора носит экстремальный характер. Максимум  $a_k$  наблюдается при введении в сплав 0,1 % Mg; 0,1 % Ce и 0,15 % Y. Следует отметить высокий уровень абсолютных значений ударной вязкости, составляющих для магниевого, цериевого и иттриевого чугунов соответственно 1800; 1360; 1355 кДж/м<sup>2</sup> при температуре испытания +20 °С и 1133; 890; 747 кДж/м<sup>2</sup> при -60 °С. Последнее можно объяснить низким содержанием вредных примесей и неметаллических включений в чугуне, выплавленном из металлизированных окатышей.

Металлографический анализ исследованных образцов подтвердил решающее влияние на ударную вязкость степени сфероидизации графитных включений. В зависимости от вводимой добавки Mg, Y и Ce она изменяется от пластинчатой (0,05 %) до шаровидной (0,1 % Mg) или близкой к ней (0,1 % Ce и 0,15 % Y) и далее к хлопьевидной (0,2–0,3 %). При больших концентрациях модификатора в структуре исследуемых чугунов обнаруживаются мелкие вклю-

чения неправильной формы, которыми являются, по-видимому, соединения модификатора с компонентами сплава.

На ударную вязкость может оказывать влияние не только форма, но и количество графитных включений, на которых происходит локализация возникающих трещин и уменьшение скорости распространения последних. Исследование образцов с помощью автоматического структурного анализатора "Epiqwant" показали, что в чугунах с 0,15 % Mg количество включений графита примерно в три раза больше, чем в иттриевом, и в четыре раза больше, чем в цериевом чугунах, а средний линейный размер их в два и три раза соответственно меньше.

Приведенные результаты свидетельствуют о различной степени влияния температуры испытания на ударную вязкость исследуемых чугунов. Анализ диаграмм ударного разрушения показал, что процессу разрушения образца при комнатной температуре предшествует значительная его деформация. При минусовых температурах величина деформации резко уменьшается, особенно в чугунах, модифицированных церием и иттрием. Если при снижении температуры испытания с +20 °С до -60 °С ударная вязкость магниевого чугуна (0,1 % Mg) снизилась на 37 %, то у иттриевого (0,15 %) на 45 %. Существенное снижение ударной вязкости во всех исследованных чугунах начинает проявляться уже при температуре 0 °С. При этом наиболее склонен к охрупчиванию под действием отрицательных температур чугуна, модифицированный иттрием. Магниевый и цериевый чугуны обладают примерно одинаковой чувствительностью к отрицательным температурам, однако последний имеет более низкие абсолютные значения ударной вязкости.

Проведенные исследования показали, что применение качественных шихтовых материалов и эффективных способов глобуляризации графита позволяет существенно повысить хладостойкость высокопрочного чугуна и расширить область его применения.

#### 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. — 105 с. 2. Л ю б ч е н к о А.П., У м а н с к и й Г.П. О некоторых особенностях формирования и строения шаровидных зерен графита в модифицированном чугуне: Тез. докл. X Всесоюз. конфер. по высокопрочному чугуну. — Киев: ИПЛ АН УССР, 1977, с. 73–74.

УДК 621.746.6

И.В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук,  
Е.Б. ДЕМЧЕНКО,  
Г.А. ГАРАНИН (БПИ)

#### ТЕПЛОВЫЙ РЕЖИМ КРИСТАЛЛИЗАТОРА ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

Тепловой режим исследовали методом термического анализа. Кристаллизатор — водоохлаждаемый, скорость протекания воды в рубашке 1,8 м/с. Рабочая втулка выполнена из меди. Ее толщина равна 11 мм, высота — 200 мм. В

качестве отливки-представителя выбрана гильза цилиндра с наружным диаметром 105 мм, внутренним — 65 мм и высотой 180 мм. Материал отливки — СЧ 20. Хромель-алюмелевые термопары с толщиной проволоки 0,5 мм устанавливали в различных зонах кристаллизатора на расстояниях 2,0 и 1,5 мм соответственно от рабочей и водоохлаждаемой поверхности рабочей втулки. Показания термопар записывали осциллографом НО-441.

На рис. 1 показано изменение температуры во времени в различных точках поперечного сечения стенки медной рабочей втулки в трех зонах по высоте кристаллизатора. Продолжительность процесса литья составляла 85 с при общей длине стопки отливок 1000 мм. Кривые 1,2 показывают изменение температуры в верхней зоне, кривые 3,4 — в средней, а кривые 5–6 — в нижней зоне. Зоны расположены соответственно на расстояниях 60, 125 и 175 мм от верхней плоскости кристаллизатора. Водяное охлаждение кристаллизатора включали до начала процесса заливки. Температура жидкого металла при заливке — 1320 °С, шаг протяжки 60–70 мм.

Как видно из рис. 1, кривые имеют пульсирующий характер. Причем кривые, показывающие изменение температуры в различных точках одной и той же зоны, имеют адекватный характер, в грубом приближении напоминающий эквидистантный. Пульсирующий характер объясняется режимом извлечения отливки, при котором периодически протяжка сменяется выдержкой. В начале процесса литья, когда затравка находится в кристаллизаторе, происходит прогрев верхней зоны (кривые 1, 2, рис. 1) и одновременно начинается незначительный прогрев остальных зон. По мере продвижения затравки в кристаллизаторе заметно усиливается прогрев средней зоны. Прогрев нижней зоны заметен, когда затравка начинает выходить из кристаллизатора. За это время, в зависимости от режима вытяжки, температура верхней зоны успевает совершить 1–2 циклических колебания.

При извлечении отливки из кристаллизатора уровень металла в нем падает. Высота снижения уровня металла определяется скоростью и временем вытяжки. По мере заполнения кристаллизатора жидким металлом происходит подъем уровня металла в нем и соответственно — подъем температуры верхней зоны. Поэтому резкие колебания температур в верхней зоне (кривые 1, 2, рис. 1) соответствуют колебаниям уровня металла в кристаллизаторе.

В верхней зоне температура втулки максимальна как на рабочей поверхности ( $T_{р.п} = 220$  °С), так и на водоохлаждаемой ( $T_{в.п} = 125$  °С). Градиент температуры по сечению втулки максимален и составляет 8,6 °С/мм.

Величина температуры нагрева кристаллизатора во второй зоне (кривые 3–4, рис. 1) значительно ниже температур нагрева верхней зоны. Так, максимальные значения температуры на рабочей и водоохлаждаемой поверхностях соответственно равны 150 °С и 95 °С, градиент температуры по сечению при этом составляет 4,3 °С/мм. Более низкие значения температур прогрева объясняются тем, что отливка попадает во вторую зону после потери значительной части своего теплосодержания. На характер изменения и величину температур нагрева оказывает влияние и процесс образования зазора между отливкой и кристаллизатором в результате протяжки и усадки отливок.

Уровень температур в третьей нижней зоне значительно ниже (кривые 5–6 рис. 1), так как наиболее существенное влияние на величину теплопередачи

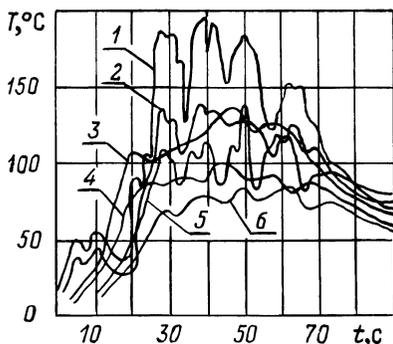


Рис. 1. Изменение температуры во времени в различных точках рабочей втулки.

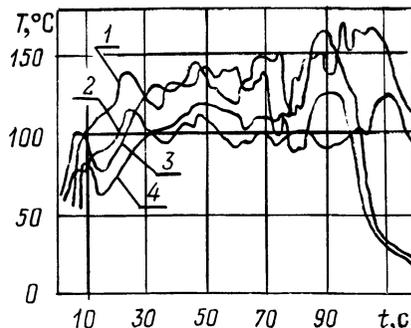


Рис. 2. Изменение температуры верхней зоны кристаллизатора при шаге протяжки 15–25 мм и температуре заливки 1260 °С.

оказывает зазор между отливкой и кристаллизатором, образующийся в результате усадки.

Таким образом, верхняя зона кристаллизатора испытывает самые большие циклические тепловые нагрузки.

О влиянии режима извлечения и температуры заливки на тепловой режим кристаллизатора можно судить по данным рис. 2. Кривые 1, 2 показывают нагрев верхней зоны при шаге протяжки 15–25 мм, температуре заливки 1320 °С, когда водяное охлаждение включено сразу же после начала процесса заливки. Кривые 3, 4 показывают нагрев верхней зоны при температуре заливки 1260 °С. Из сопоставления характера кривых 1, 2 на рис. 1 и 2 видно, что при уменьшении шага рывка колебания температур носят менее резкий характер. Градиент температуры по толщине рабочей втулки уменьшается до 4,4 °С/мм. Очевидно, что при непрерывном режиме извлечения заготовок, когда колебания уровня жидкого металла в кристаллизаторе незначительны, циклическое изменение температур будет иметь меньшую амплитуду и основное влияние на нее будет оказывать процесс образования газового зазора.

Уровень температур прогрева втулки в первых циклах зависит от режима охлаждения кристаллизатора перед началом процесса литья. Если водяное охлаждение включено до начала заливки металла, то уровень верхней зоны кристаллизатора в первых циклах литья невелик: 50–55 °С (кривые 1,2, рис. 1). Если же охлаждение включается после заливки первых порций металла, то время выхода кристаллизатора на рабочий температурный режим сокращается с 18 до 6 с.

При снижении температуры жидкого металла с 1320 °С до 1260 °С градиент температуры по сечению уменьшается до 3,4 °С/мм.

На основании исследования теплового режима можно сделать вывод, что для уменьшения амплитуды колебаний температуры в верхней зоне протяжку отливок следует осуществлять с небольшим шагом (5–10 мм) или еще лучше осуществлять ее непрерывно.

## ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОЦЕССА ГОРИЗОНТАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Горизонтальное непрерывное литье профильных заготовок из чугуна представляет собой высокоэффективный технологический процесс [1] и широко используется в промышленности. Однако в настоящее время имеется еще ряд нерешенных проблем, сдерживающих его дальнейшее развитие и распространение. Одной из таких проблем является неравномерность скорости извлечения отливки из кристаллизатора. При периодической доливке порций жидкого чугуна в металлоприемник в системе металлоприемник – затвердевающая отливка развиваются процессы тепло- и массообмена. Конвективные потоки перегретого жидкого металла омывают и разогревают потолочные участки образовавшейся в кристаллизаторе твердой оболочки. Усадка отливки и ее оседание на нижние части кристаллизатора приводят к образованию значительного зазора между верхом отливки и кристаллизатором, что снижает интенсивность охлаждения и толщину затвердевшей корки. Сочетание этих процессов ведет к тому, что при выходе из кристаллизатора отливка имеет различную толщину корочки по верху и низу. Резкое снижение интенсивности охлаждения после выхода отливки из кристаллизатора приводит к росту температуры поверхности затвердевшей корки, что в сочетании с воздействием металлостатического давления, которое имеет максимальное значение сразу после доливки металла, и конвективных потоков жидкого металла часто приводит к вспучиванию и прорыву корки по верхней плоскости отливки. Для предотвращения прорывов в производственных условиях после доливки очередной порции металла в металлоприемник резко уменьшают скорость протяжки заготовки. Режим движения заготовки становится неравномерным, что отрицательно сказывается на стабильности свойств отливки по ее длине. Доливка металла, более частая и малыми порциями, уменьшает колебания температуры расплава в металлоприемнике и стабилизирует процесс литья. Скорость протяжки заготовок становится более постоянной. Аналогичным образом действует уменьшение объема металлоприемника. Целесообразным является выполнение металлоприемника в виде хорошо теплоизолированной литниковой системы и непрерывная заливка расплава из расположенной рядом емкости с поддержанием в ней постоянной температуры. В этом случае процесс литья из непрерывно периодического станет непрерывным. Появится возможность осуществлять протяжку заготовки с постоянной средней скоростью и при постоянном ферростатическом давлении, обеспечивая тем самым стабильность условий формирования заготовки. Одновременно для заводов с ваграночной плавкой чугуна отпадает проблема использования крупногабаритного металлического скрапа, остающегося в больших металлоприемниках после окончания очередного цикла работы линии. При эксплуатации крупных металлоприемников влияние термоконвективных потоков на стабильность процесса может быть значительно ослаблено путем установки разделительных устройств типа пробок с отверстиями [2], фильтровальных сеток в местах соединения полостей металло-

приемника и кристаллизатора. Целесообразен также подвод жидкого металла к кристаллизатору направленно по периметру. В этом случае стабилизируются условия формирования начальной корки заготовки и исключается затвердевание металла на торце кристаллизатора.

Еще одним эффективным методом борьбы с прорывами жидкого металла является использование водоохлаждаемых экранов. Известно, что прорывы металла происходят, как правило, на расстоянии 30–150 мм от торца кристаллизатора. Если отливку в этой зоне по всему периметру или только в опасной части (чаще всего потолочная поверхность отливки) поместить в водоохлаждаемый экран, обеспечивающий такую же интенсивность охлаждения отливки, как и при обычном охлаждении в атмосфере цеха, то условия формирования отливки не изменятся, а прорывы будут исключены.

Расчеты показывают, что при использовании шлифованного стального водоохлаждаемого экрана, расположенного на расстоянии 0,8–1,0 мм от поверхности отливки, интенсивность охлаждения одинакова с воздушным. В этом случае разогрев отливки происходит в зоне экранирования. При возникновении прорыва вспучивающаяся корка прижимается к холодному экрану, что сопровождается местным увеличением интенсивности охлаждения и упрочнением корки, предотвращающим прорыв.

Экранирование отливки является также эффективным средством борьбы с поверхностным отбелом непрерывно-литых заготовок из чугуна. Как правило, наружная оболочка отливки, формирующаяся в кристаллизаторе при значительной интенсивности охлаждения, затвердевает с образованием цементита. После выхода из кристаллизатора корочка разогревается до температуры порядка 1300 К и происходит распад цементита (самоотжиг). Повышенная интенсивность охлаждения внешних углов и тонких частей фасонных отливок задерживает процесс самоотжига и приводит к появлению отбеленных участков. Применение футерованных экранов может в 2–4 раза уменьшить интенсивность охлаждения этих частей отливок, повысить температуру их разогрева и увеличить время нахождения отливки в зоне высоких температур, создавая тем самым условия для полного распада цементита.

Предложенные рекомендации не требуют серьезных затрат и могут быть легко использованы в условиях любого литейного цеха. Их осуществление позволит на 30–50 % увеличить скорость литья и соответственно производительность линий непрерывного горизонтального литья чугуна. Кроме того, резко сократятся затраты времени на переналадку и остановки работы линий по причине прорывов жидкого металла.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Горизонтальное непрерывное литье чугуна/В.И. Тугов, Е.В. Пустовалов, О.В. Чигогидзе, И.М. Распопин. – Литейное производство, 1979, № 1, с. 22–23. 2. А.с. 921671 (СССР). Устройство для горизонтального непрерывного литья/В.С. Скотаренко, М.Ф. Федотов, Е.В. Пустовалов и др. – Оpubл. в Б.И., 1982, № 15.

**ВЕРТИКАЛЬНОЕ НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ  
РАЗРУШАЕМЫХ СТЕРЖНЕЙ\***

Использование разрушаемых стержней для оформления внутренней полости заготовки позволяет не только расширить номенклатуру непрерывного литья, но и повысить стабильность и надежность процесса при получении полых заготовок. Достигается это за счет своеобразия формирования отливки при затвердевании.

При интенсивном теплоотводе в кристаллизаторе формируется наружная поверхность отливки, образуется оболочка определенной толщины. В это же время при значительно меньшей интенсивности теплоотвода происходит и формирование отливки со стороны стержня. Смыкание фронтов кристаллизации и полное затвердевание завершаются после выхода ее из кристаллизатора. Так как внутренняя поверхность отливки до полного затвердевания ограничена стержнем, то исключается возможность прорыва и вытекания металла со стороны стержня, а определяющую роль в выборе скорости вытягивания отливки имеет кристаллизатор. Лимитирующим фактором скорости вытягивания отливки является толщина и прочность образовавшейся в кристаллизаторе корки.

В зависимости от преобладания интенсивности теплоотвода со стороны кристаллизатора или стержня возможны различные варианты формирования отливки. Так, если преобладающая интенсивность теплоотвода осуществляется со стороны рабочей стенки кристаллизатора (стержень выполнен из материала с низкой теплопроводностью), затвердевание происходит почти полностью со стороны наружной поверхности и стык фронтов кристаллизации располагается вблизи внутренней поверхности. Этот вариант может быть использован для получения заготовок с повышенными требованиями к качеству и свойствам со стороны наружной поверхности.

При большой интенсивности теплоотвода со стороны стержня (теплопроводность материала стержня значительно превышает теплопроводность материала кристаллизатора или степень его охлаждения) затвердевание идет почти полностью со стороны внутренней поверхности, и фронт кристаллизации расположен вблизи наружной поверхности отливки. Этот вариант может быть использован для получения заготовок с ответственной внутренней поверхностью.

Варьируя различные интенсивности теплоотвода, можно ориентировочно определять ход затвердевания отливки. Лимитирующая толщина корки затвердевающей отливки на выходе из кристаллизатора зависит от многих параметров: материала отливки, периметра сечения и толщины ее стенки, температуры заливаемого металла, высоты кристаллизатора, интенсивности теплоотвода. Аналитическую зависимость и связь между этими параметрами получить достаточно сложно, поэтому для практических рекомендаций использовали экспериментальные данные.

\*Работа выполнена под руководством канд. техн. наук В.И. Тутова.

Методом выливания незатвердевшего остатка на различных по времени стадиях формирования отливки и намораживания из расплава получили данные по кинетике затвердевания, обработка которых методом наименьших квадратов привела к эмпирической зависимости, которую можно использовать для определения скорости нарастания корки. На рис. 1 приведены зависимости, характеризующие рост корки отливки из чугуна при температуре заливки 1320 °С.

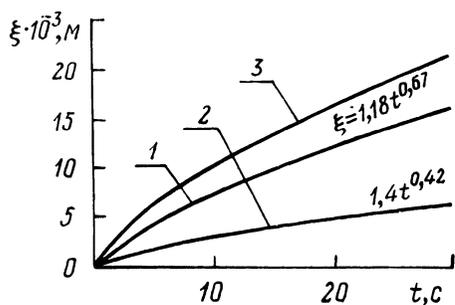


Рис. 1. Кинетика затвердевания отливки  $\varnothing$  100 мм из чугуна при температуре металла 1320 °С:

1,2 – соответственно затвердевание со стороны кристаллизатора и со стороны стержня; 3 – суммирующая кривая затвердевания отливки.

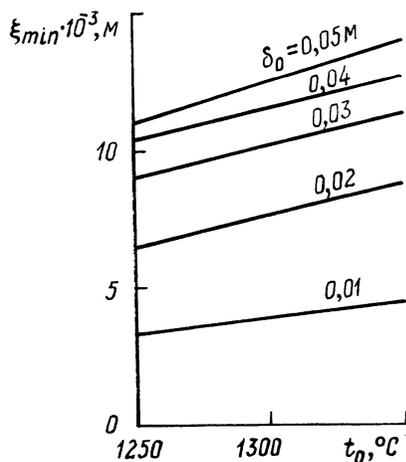


Рис. 2. Зависимость величины минимально допустимой толщины корки на выходе отливки из кристаллизатора от температуры металла:

$\delta_0$  – толщина стенки полый отливки.

Кроме того, экспериментально установили минимально допустимую толщину затвердевшей корки отливки, которую необходимо иметь на выходе из кристаллизатора, чтобы избежать прорыва жидкого металла. Эта толщина находится в прямой зависимости от температуры заливаемого металла и толщины стенки заготовки (рис. 2). Выбирая определенную температуру заливки, из зависимости рис. 2 для заданной толщины стенки заготовки получаем величину минимально допустимой корки на выходе ее из кристаллизатора. Из рис. 1 определяем время затвердевания этой корки и, зная интенсивность теплоотвода в имеющемся кристаллизаторе, определяем скорость литья.

Анализ полученных результатов показывает, что, задаваясь определенной интенсивностью теплоотвода, можно определить необходимые технологические параметры, обеспечивающие стабильность процесса и качество отливок.

О.А. БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,  
В.М. КОРОЛЕВ, канд.техн.наук,  
С.Н. ЛЕКАХ, канд.техн.наук (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВКИ БРИКЕТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ В ВАГРАНКЕ

Как показали исследования взаимодействия металлизированных окатышей с ваграночными газами, содержащими значительное количество двуокиси углерода, при плавке наблюдается значительное окисление восстановленного продукта. Одним из способов защиты окатышей от окисления является их предварительное брикетирование.

Наиболее рациональным является брикетирование металлизированного продукта со связующими. Применение связующего позволяет осуществить брикетирование при давлении 10–24 МПа, что в 5–10 раз ниже давлений, необходимых для холодного брикетирования окатышей без связки.

С целью довосстановления окислов железа в состав брикета вводили дешевый и обычно неиспользуемый в литейных цехах отсев кокса. В качестве связки использовали жидкое стекло. Для десульфурации чугуна и повышения прочности брикетов в их состав дополнительно вводили молотый известняк. После прессования брикеты подвергались тепловой сушке при 200 °С в течение 2 ч.

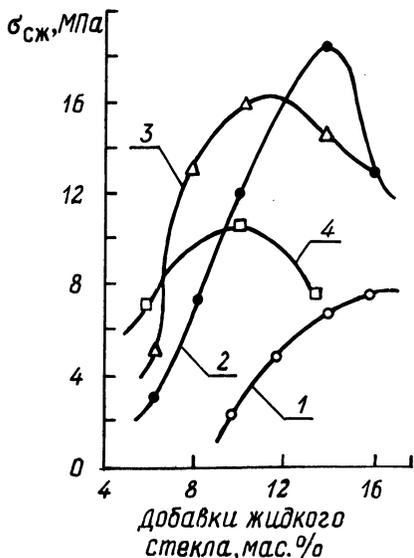


Рис. 1. Влияние добавки жидкого стекла на прочность брикетов, содержащих 0, 30, 50, 70 % металлизированных окатышей (соответственно 1, 2, 3, 4), коксовая мелочь — остальное.

На рис. 1 показано изменение прочности брикетов с различным соотношением в них окатышей к коксовой мелочи с увеличением добавок жидкого стекла. Давление прессования составляло 20 МПа. При увеличении добавки окатышей в брикетах снижается содержание жидкого стекла. На основании проведенных исследований был разработан следующий состав брикета (мас. %): 70 % металлизированные окатыши; 30 % коксовая мелочь; 8–10 % жидкое стекло; 3 % известняка свыше 100 %.

При термических испытаниях было установлено, что прочность брикетов заметно снижается, а в интервале температур 1000–1100 °С наблюдается переход от хрупкого характера разрушения к пластическому, что связано с размягчением огнеупорной связки. Предел огнеупорности брикетов разработанного состава не превышает 1100 °С.

Т а б л и ц а 1. Влияние температуры на химический состав окатышей

Вид окатышей						
науглероженные (№ 1)				ненауглероженные (№ 2)		
температура опыта, °С	степень металлизации	Fe мет, %	С, %	степень металлизации, %	Fe мет, %	С, %
1	2	3	4	5	6	7
Исходные окатыши	84	75,1	2,5	70	56,8	0,28
600	87	77,5	1,94	69,5	53,0	0,20
800	89	79,2	1,01	68,4	52,0	0,15
1000	92	81	0,65	70	56,5	0,1
1100	94	82,5	0,1	76,2	61	0,05

В табл. 1 приведены данные об изменении химического состава двух видов металлизированных окатышей в зависимости от температуры испытаний при изотермической выдержке в течение 30 мин в газовой атмосфере, состоящей из 11 % CO<sub>2</sub>, 15 % CO, остальное — азот.

Несмотря на окислительный характер газовой атмосферы, в брикетах наблюдается восстановление металлизированных окатышей. Применение известняка в составе брикетов позволяет уменьшить насыщение металлизированного продукта серой из кокса.

Полученные результаты исследования были проверены при плавке брикетированного металлизированного продукта в экспериментальной вагранке. Замена стального лома небрикетированными окатышами приводила к повышенному угару углерода, кремния, марганца, увеличению концентрации серы в чугуне, снижению температуры жидкого металла и производительности плавильного агрегата. Применение в составе шихты окатышей того же состава в виде брикетов уменьшило угар элементов. При этом производительность вагранки и температура жидкого металла несколько превышала значения, достигнутые на традиционной шихте. Соотношение давления и расхода дутья при использовании брикетов соответствовало исходным значениям, что свидетельствовало о достаточной термостойкости брикетированной шихты. Некоторое повышение температуры чугуна и производительности вагранки связано, по-видимому, с интенсивным горением коксовой мелочи в кислородной зоне, а также высокой жидкоподвижностью шлака, обогащенного продуктами разложения жидкого стекла.

Разработанная технология холодного брикетирования окатышей позволяет вводить в состав шихты различные ферросплавы, в том числе склонные к повышенному угару.

В работе опробованы металлизированные окатыши, брикетированные совместно с ФС 75 %. Указанные брикеты вводились взамен 20 % литейного чугуна. При этом наблюдалось высокое и стабильное усвоение кремния чугуном. Показатели плавки (производительность печи, температура металла) возрастали по сравнению с использованием традиционной шихты. Материальный баланс плавки показал, что при использовании брикетированных металлизированных окатышей до 95 % железа из окислов переходит в металл.

Таким образом, исследование взаимодействия металлизированных окатышей с ваграночной атмосферой показали необходимость защиты металлизированного продукта от окисления и довосстановления остаточных окислов железа при плавке. Разработанный процесс плавки в вагранке брикетированных металлизированных окатышей, наряду с известными преимуществами металлизированной шихты, позволяет снизить угар железа, сократить расход ферросплавов и кокса и повысить технико-экономические показатели работы плавильного агрегата.

УДК 621.365.62

Н.А. СВИДУНОВИЧ, д-р.техн.наук (БТИ)

### РАСЧЕТ ВРЕМЕНИ НАГРЕВА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕ

Предполагается, что в высокотемпературном потоке плазмы частица проходит 4 стадии: нагрев, плавление, перегрев жидкой фазы и испарение. Все теплофизические свойства частицы и потока плазмы известны. Требуется найти распределение температуры по координатам  $x$ ,  $y$ ,  $z$  внутри частицы в любой момент времени для четырех стадий и определить закон изменения толщины расплавленной и испарившейся фазы во времени. Для прикладных расчетов эту задачу можно решить приближенными методами, основанными на исключении из дифференциальных уравнений некоторых переменных [1]. Температурное поле частицы конечных размеров, когда ее температура есть функция четырех переменных координат  $x$ ,  $y$ ,  $z$  и времени, связано с решением дифференциального уравнения теплопроводности. Основная трудность решения данной задачи состоит в том, что граничные условия с учетом сложной конфигурации частицы относят ее к плану нелинейных задач. Так как частицы дисперсных материалов имеют сложную конфигурацию, то под микроскопом изучались площади, проекции объемов, размеры частиц порошкообразных материалов; было установлено, что критерий конфигурации изменяется в пределах от 1,5 до 3. При решении задачи о распределении температуры в частице сложной конфигурации необходимо учитывать форму частиц, умножая коэффициент теплообмена  $a$  на критерий конфигурации  $A$  [1]. Данный прием позволяет в расчетах теплового режима частиц сложной конфигурации перейти к частице классической формы — к шару. Теплофизические параметры частицы принимаем постоянными, не зависящими от температуры. Распределение температуры в твердой частице в любой момент времени можно определить из решения дифференциального уравнения. Расчеты, проведенные для различных материалов, показывают, что кинетика нагрева частицы существенно зависит от ее радиуса. Эта зависимость с достаточной степенью точности описывается параболическим уравнением, показатель степени которого будет определять характер кривой.

Для инженерных расчетов нужны простые формулы, чтобы определять время нагрева порошкообразных материалов до температуры плавления, в процессах плавления и испарения с учетом граничных условий III рода.

Рассмотрим три случая, когда  $Bi \gg 1$ ;  $Bi \approx 1$ ;  $Bi \ll 1$ .

1. Частица нагревается в условиях большой интенсивности теплообмена, т.е. соблюдается условие  $Bi \gg 1$ . Температура частицы порошка становится мгновенно равной температуре плазмы. Процесс ее нагрева, плавления, перегрева происходит одновременно. С целью упрощения дальнейших рассуждений разобьем весь процесс на пять стадий:

а) нагрев твердой частицы с момента времени  $\tau = 0$  от края до центра сопровождается одновременным плавлением, перегревом и испарением и заканчивается при  $\tau_I$  (рис. 1, а);

б) нагрев частицы до температуры плавления располагается в интервале от  $\tau_I$  до  $\tau_{II}$  (рис. 1, б);

в) плавление частицы до центра происходит с подводом теплоты плавления и заканчивается при  $\tau_{III}$  (рис. 1, в);

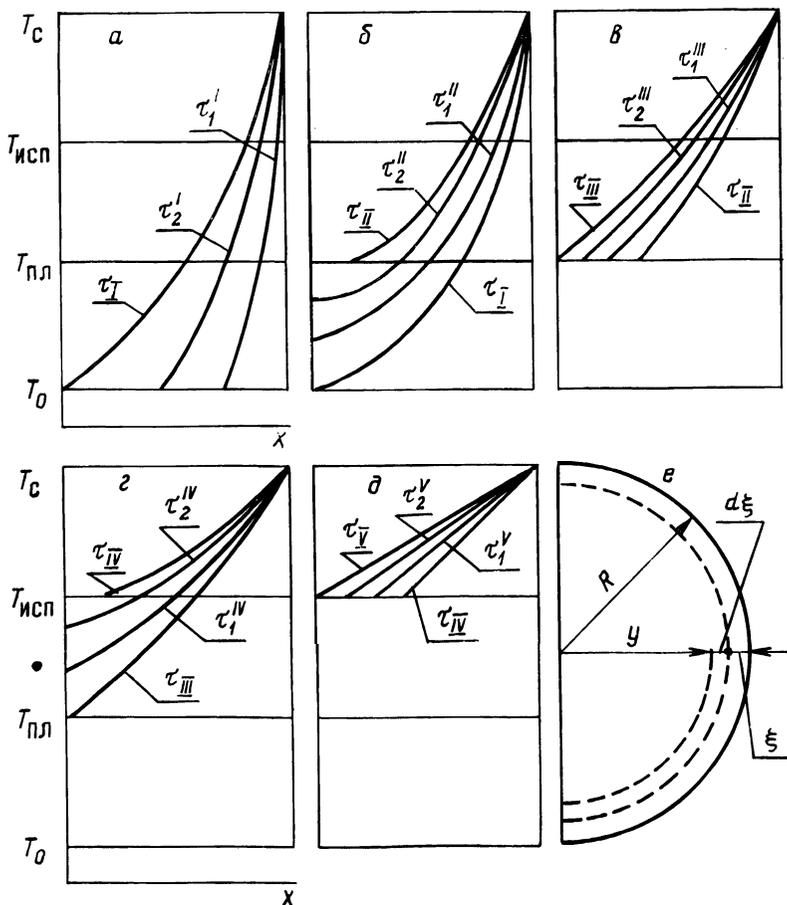


Рис. 1. Кинетика нагрева частицы при  $Bi > 1$ .

г) нагрев жидкой капли до температуры испарения располагается в интервале времени от  $\tau_{III}$  до  $\tau_{IV}$  (рис. 1, г);

д) полное испарение требует дополнительного подвода теплоты и заканчивается при  $\tau_V$  (рис. 1, д).

Следовательно, при большой интенсивности теплообмена все эти процессы накладываются друг на друга и поэтому их невозможно рассматривать как независимые.

2. Среднее значение  $Bi \approx 1$ . В этих условиях температурный перепад является величиной одного порядка с температурным напором. Процесс можно представить в виде семи стадий:

а) нагрев частицы до ее центра от  $\tau = 0$  до  $\tau_I$  (рис. 2, а);

б) нагрев частицы до начала плавления в интервале от  $\tau_I$  до  $\tau_{II}$  (рис. 2, б);

в) нагрев до температуры плавления центра частицы от  $\tau_{II}$  до  $\tau_{III}$  (рис. 2, в);

г) плавление полностью всей частицы происходит с подводом теплоты плавления и заканчивается при  $\tau_{IV}$  (рис. 2, г);

д) нагрев жидкой капли до температуры начала ее полного испарения от  $\tau_{IV}$  до  $\tau_V$  (рис. 2, д);

е) нагрев жидкой капли до начала ее испарения в интервале от  $\tau_V$  до  $\tau_{VI}$  (рис. 2, е);

ж) испарение требует подвода дополнительной теплоты (рис. 2, ж).

При средней относительной интенсивности теплообмена задачу приходится рассматривать во всей ее сложности. В данном случае температурное поле частицы аналитически можно описывать уравнением параболы II порядка, а температуру среды, окружающей поверхности частицы, принять постоянной [2].

3. При относительно малой интенсивности теплообмена, когда  $Bi \ll 1$ , температурный перепад (внутри тела) невелик по сравнению с температурным напором. Подводимое тепло быстро растекается по всей частице, в результате чего повышение температуры частицы практически равномерно, парабола в этом случае вырождается в горизонтальную прямую. В этом случае температурным перепадом можно пренебречь и рассматривать задачу как внешнюю с учетом только температурного напора. В результате оказывается возможным рассматривать процессы нагрева, плавления, перегрева и испарения частицы независимо одно от другого. При этом достигается наибольшее упрощение задачи, так как тепловое сопротивление частицы вполне определяется одним значением температуры [1,2]. Температурное поле частицы состоит из четырех стадий:

а) нагрев частицы по всему объему до температуры плавления (рис. 3, а);

б) плавление частицы при  $T_{пл} = T = \text{const}$  (рис. 3, б);

в) прогрев жидкой фазы частицы при  $T_{пер} - T_{пл}$  (рис. 3, в);

г) испарение жидкой фазы (рис. 3, г).

Критерий Био при плазменном нагреве порошка по данным колеблется в широких пределах в зависимости от материала порошка и плазмообразующего газа – от 0,004 (вольфрам в аргоновой плазме) до 5,5 (нагрев порошка окиси циркония в водородной плазме). При нагреве почти всех соединений в

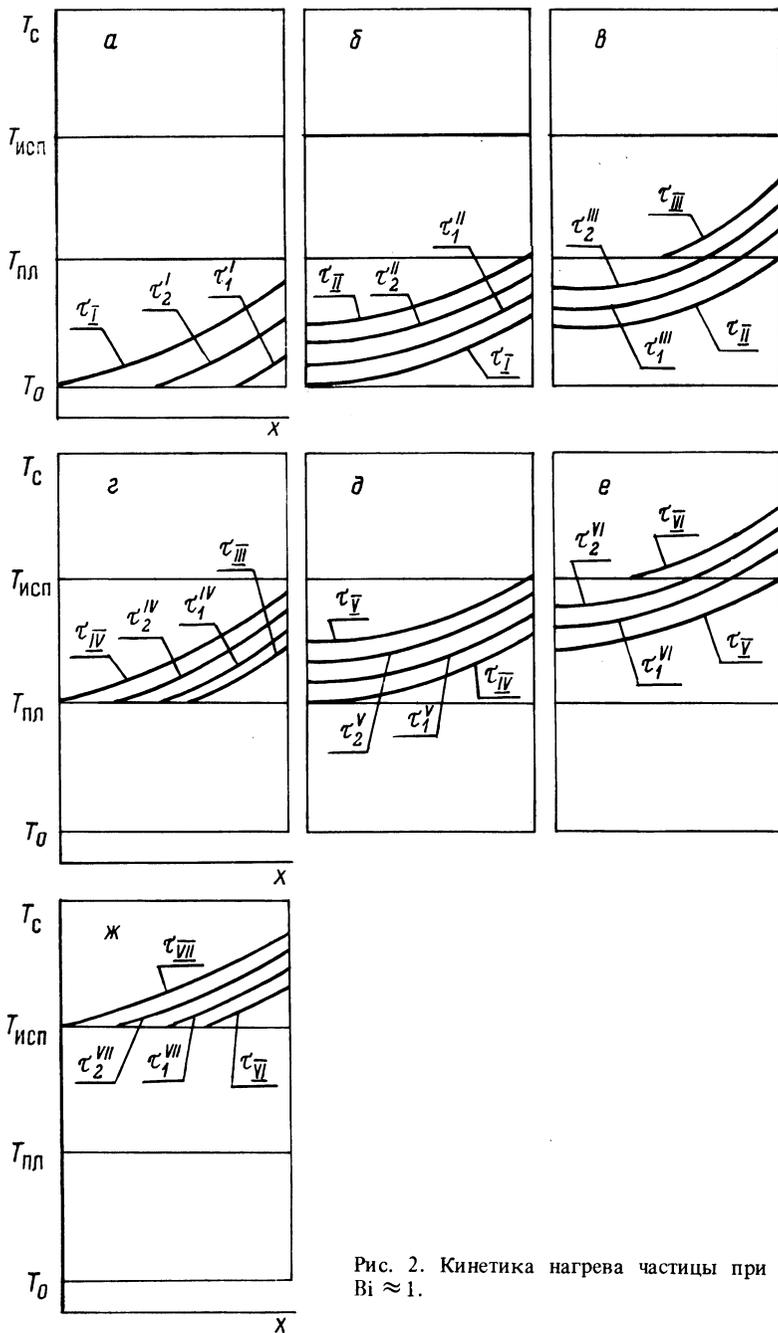


Рис. 2. Кинетика нагрева частицы при  $Bi \approx 1$ .

аргоновой плазме, металлических порошков в азотной плазме значение критерия Био меньше 0,1, т.е. удовлетворяется ранее принятое условие при решении задачи [3].

Решение уравнений теплового баланса для каждой стадии позволяет получить формулы для определения длительности каждой стадии процесса:

$$-c \rho v dv = a AFV d\tau; \quad v = T_c - T,$$

$$dV = -dT \left( \text{для шара } A = \frac{F}{\sqrt{36 \pi V^3}} \right) \text{ или } -\frac{dV}{V} = \frac{a AF}{C \rho V}.$$

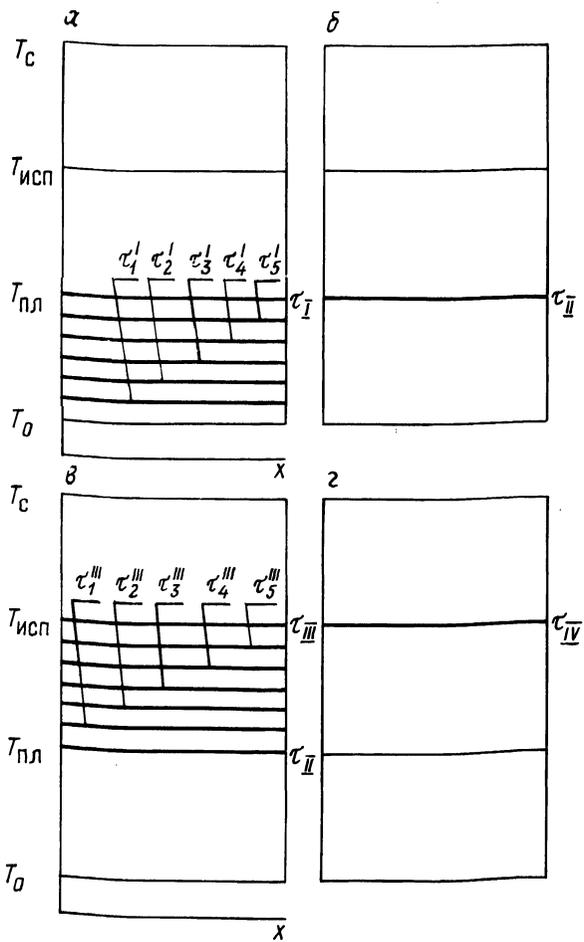


Рис. 3. Кинетика нагрева частицы при  $Bi \ll 1$ .

Интегрируя эти уравнения, а также выразив поверхность и объем частицы через радиус, найдем:

$$\tau_1 = \tau_{\text{нач}} = \frac{\ln \frac{T_c - T_0}{T_c - T_{\text{пл}}}}{B} ; B = \frac{aAF}{C\rho V} .$$

При  $\Delta T_{\text{пл}} = 0$   $a F V d\tau = 4\pi (R - \xi)^2 ; d\xi^2 \rho r_{\text{пл}} .$

Интегрируя уравнение и подставив начальные условия, получаем, что при  $\tau = \tau_{\text{пл}}$

$$\tau_2 = \tau_{\text{пл}} = \frac{4\pi \rho r_{\text{пл}} R^3}{3 a F V_{\text{пл}}} .$$

При  $\Delta T_{\text{пл}} = 0$

$$\tau_2' = \tau_{\text{пл}}' = \frac{\ln \frac{T_c - T_{\text{сол}}}{T_c - T_{\text{лик}}}}{B'} ; B' = \frac{a F}{a r_{\text{сл.эфф}} V} .$$

3. Перегрев жидкой фазы обозначим  $V_{\text{лик}} = T_c - T_{\text{лик}}$ . Запишем уравнение теплового баланса:  $-\rho' C V dV = a F V_{\text{лик}} = d\tau$ .

Разделив переменные и проинтегрировав уравнение, находим:

$$\tau_3 = \tau_{\text{пер}} = \frac{\ln \frac{T_c - T_{\text{лик}}}{T_c - T_{\text{исп}}}}{B''} ; B'' = \frac{a F}{\rho' C' V'}$$

4. Испарение частицы

$$a V_{\text{исп}} 4\pi (R - \xi)^2 d\tau = 4\pi (R - \xi)^2 \rho' r_{\text{исп}} .$$

После интегрирования получим формулу для расчета времени испарения частицы в плазме:

$$\tau_4 = \tau_{\text{исп}} = \frac{\rho r_{\text{исп}} R}{a (T_c - T_{\text{исп}})} .$$

Расчеты, которые выполнены по полученным формулам для различных типов материалов, показывают, что наибольшее количество времени и соответственно тепла затрачивается на испарение частицы.

В данной статье приведены следующие обозначения:  $T$  – температура ;  $C_1 C$  – удельная теплоемкость ;  $\rho, \rho'$  – плотность в твердом и жидком состояниях ;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности ;  $a$  – коэффициент теплопередачи ;  $\tau$  – время ;  $V$  – объем частицы ;  $T_c ; T_{\text{п}} ; T_{\text{пл}} ; T_{\text{исп}}$  – температура среды, порошка, плавления и испарения частицы соответственно ;  $\xi$  – толщина расплавленного слоя ;  $r_{\text{сп}}$  – спектральная теплота плавления ;  $T_{\text{спл}} ; T_{\text{лик}}$  – температура точек солидус и ликвидус ;  $r_{\text{сл.эфф}}$  – спектральная эффективная теплота плавления ;  $r_{\text{исп}}$  – спектральная теплота испарения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. — М.—Л.: Госэнергоиздат, 1959. — 184 с. 2. Вейник А.И. Теория затвердевания отливок. — М.: Машгиз, 1960. — 435 с. 3. Николаев А.В. Плазменно-дуговой нагрев вещества—В кн.: Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических веществ. М.: Наука, 1973. — 273 с.

УДК 621.746:620.192.47

Д.Н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн.наук,  
С.В. ДОРОЖКО, И.В. ДОРОЖКО, канд.техн.наук (БПИ)

### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЕРЕГРЕВА И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ВЯЗКОСТИ И ЖИДКОТЕКУЧЕСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Жидкотекучесть чугуна определялась способом вакуумного всасывания [1] в кварцевые трубки  $\varnothing 2,6 \pm 0,01$  мм при разрежении 1330 Па. Кинематическая вязкость оценивалась по затуханию крутильных колебаний тигля с расплавом, подвешенного на упругой нити [2]. Исследования проводились на сплавах, синтезированных в лабораторных условиях на базе особо чистых компонентов (карбонильное железо ОЧЖ 13-2, реакторный графит, полупроводниковый кремний КДА-0, 0,45) с углеродным эквивалентом 4,0; 4,3; 4,5; 4,7; 4,9 %.

Неоднократное повторение опытов при температуре заливки 1350 °С и незначительном времени выдержки подтверждает, что максимум жидкотекучести соответствует углеродному эквиваленту  $C_E = 4,7$  %. Наибольшей жидкотекучестью обладают сплавы эвтектического состава [3]. С целью выяснения причин подобного аномального "сдвига" жидкотекучести была произведена полуторачасовая выдержка сплавов в нейтральной атмосфере при температуре 1350 °С. В процессе выдержки у сплавов 4,0 и 4,3 %  $C_E$  жидкотекучесть увеличивается. В заэвтектическом сплаве с 4,5 %  $C_E$  вначале отмечается некоторое возрастание жидкотекучести, затем она снижается. У сплава с 4,7 %  $C_E$  жидкотекучесть существенно уменьшается. При выдержке более 60 мин максимум жидкотекучести соответствует эвтектическому составу. Все другие сплавы при этих условиях имеют меньшую жидкотекучесть.

Влияние термовременной обработки на смещение максимума жидкотекучести связано, вероятно, с изменением степени микрогетерогенности сплавов, обусловленной наличием в них в первоначальный момент после расплавления в большом содержании частиц тугоплавкой фазы (графита).

Если предположить, что в заэвтектическом чугуне с 4,7–4,8  $C_E$  около 0,4–0,5 % С находится в виде нерастворимых частиц, то "эффективная" количество углерода в растворе составит  $\sim 4,3$  %. Этой концентрации соответствует максимум жидкотекучести. При выдержке происходит постепенное растворение графитных частиц, вызывающее концентрационный сдвиг жидкотекучести относительно равновесной диаграммы состояния: в до- и эвтектическом сплаве она повышается, а в заэвтектических ухудшается в соответствии с увеличивающимся интервалом кристаллизации.

Дополнительным основанием для высказанного объяснения изменения жидкотекучести в зависимости от степени гетерогенности по углероду может служить факт ее существенного различия от исходной микроструктуры переплавляемых образцов. С этой целью чугуна одного состава, близкого к эвтектическому, был быстро охлажден для получения сквозного отбела. Затем часть образцов была отожжена и имела ферритную основу с включениями графита компактной формы. При одинаковых условиях повторного переплава состояние углерода оказалось неодинаковым, что существенно отразилось на показателях жидкотекучести: белый чугун обладает жидкотекучестью на 15–17 % выше, чем графитизированный. По-видимому, за короткий промежуток времени, прошедший после расплавления, имевшиеся частицы графита не успели полностью раствориться. Аналогично жидкотекучести кинематическая вязкость не остается постоянной в процессе термовременной обработки расплава.

Наибольший интерес представляет характер изменения кинематической вязкости серого чугуна с 4,7 %  $C_E$ . Наблюдаемое в начальный период выдержки некоторое снижение вязкости объясняется насыщением жидкой фазы углеродом до концентрации 4,3 %. Можно предположить, что атомарный углерод поступает в жидкость в результате процессов разрушения крупных графитных частиц. Наряду с растворением углерода в жидкой фазе нарастает содержание различных по размеру макромолекул. Последнее вызывает рост вязкости. Поэтому после превышения эвтектической концентрации растворенного в железе углерода начинается интенсивное увеличение вязкости.

Сплавы, "смещаясь" относительно диаграммы состояния к положению равновесия, отличаются по фактическому перегреву над линией ликвидус. Для доэвтектического чугуна увеличение концентрации растворенного углерода на 0,1 % соответствует повышению перегрева на 10–12 °C [4]. Таким образом, это возрастание перегрева в доэвтектическом чугуне при изотермической выдержке оказывает определяющее влияние на вязкость и жидкотекучесть. Это приводит к корреляции характера исследуемых свойств. Однако нельзя упрощенно отождествлять эти зависимости и полагать, что вязкость полностью определяет жидкотекучесть.

Аналогичным образом изменяются свойства расплава и в заэвтектической области.

Следовательно, с повышением температуры перегрева жидкого чугуна (плавка в электропечах) и времени выдержки (в печах-миксерах) стабилизируются строение жидкой фазы, физические и технологические свойства, что необходимо учитывать при получении требуемых физико-механических свойств сплава в отливках.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Худокормов Д.Н., Королев В.М., Дорожко И.В. К методике определения жидкотекучести. — В сб.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1978, вып. 12, с. 7–10.
2. Шидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. — М.: ГИТЛ, 1955. — 206 с.
3. Portevin A., Bastien P. *Coulabilité des Alliages, Relation avec l'intervalle de solidifikation*. — *Comptes Rendus des Seances de l'Academie des Sciences*, 1932, N 10, p. 194.
4. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. — М.: Машиностроение, 1966. — 562 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ ОБРАЗОВАНИЙ ПРИ ТЕРМОДЕСТРУКЦИИ ЖИДКИХ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ДОБАВОК

Противопригарные добавки являются дополнительным средством, позволяющим значительно улучшить качество поверхности отливок, получаемых в песчаных формах. В литейных цехах ряда передовых заводов страны получает распространение прогрессивный процесс, основанный на применении жидких противопригарных добавок в составе единых формовочных смесей [1]. Эти смеси, как показывает опыт заводов, обеспечивают следующие преимущества:

- позволяют получать отливки без пригара;
- улучшают санитарно-гигиенические условия труда, связанные с уменьшением запыленности и токсичных газовыделений;
- упрощают процесс смесеприготовления.

Кроме того, применяя наиболее эффективные жидкие противопригарные добавки, можно значительно уменьшить их расход и в целом повысить технологические свойства формовочной смеси.

Опыт использования жидких противопригарных добавок показывает, что они в отличие от порошкообразных материалов имеют в смеси различный характер рассредоточения и отличаются кинетикой термодеструкции в процессе взаимодействия с расплавом. В связи с этим возникла необходимость изучения действия жидких углеводородных добавок на качество поверхности отливок. Исследование кинетики термодеструкции этих веществ позволяет выделить три стадии:

I стадия – выделение газовой фазы с высоким содержанием углеводородов;

II стадия – осаждение углерода из газовой фазы;

III стадия – образование углерода из жидкой фазы.

При осаждении из газовой фазы в зависимости от температуры и давления образуется пироуглерод, сажистый углерод и углеродистые нити. Из жидкой фазы образуется кокс. Сажистый углерод осаждается на зернах алюмосиликатов при температурах 600–850 °С, а пироуглерод – при температуре свыше 850 °С. Получение углеродистых нитей связано с высоким содержанием противопригарной добавки в смеси. Содержание кокса в значительной мере определяется наличием углеводородов с высокой  $T_{\text{кип}}$  и кислорода в процессе пиролиза. Эти углеродистые образования в силу своей несмачиваемости расплавленным металлом и определяют качество поверхности отливок.

Опыты показали, что сажистый углерод, пироуглерод и кокс способствуют получению качественной поверхности отливок. В случае образования углеродистых нитей на поверхности отливок формируется складчатость. Анализ под микроскопом поверхности отливки показал, что складки представляют собой углеродный след диаметром 0,05–0,1 мм и длиной до 20 мм. Эти нити, образующиеся в процессе деструкции, прижимаются заливаемым металлом к форме, и на отливке имеет место указанное явление – складчатость.

Для количественного определения выхода углеродистых образований с различных жидких противопригарных добавок может быть использован прибор (рис. 1) [2].

Прибор для анализа состоит из 40-миллиметровой кварцевой трубки 1, заполненной кварцевой ватой 2, и кварцевого тигля 3 для испытываемой навески. С одной стороны, трубка соединяется с тиглем с помощью шлифа 4, в другом конце имеется 5-миллиметровое отверстие для выхода газов 5.

Для устранения пристеночного эффекта при движении газов в трубке устанавливаются две кольцевые диафрагмы 6.

Для анализа собранный прибор с испытываемой навеской помещается в муфельную печь на подставке 7, где он выдерживается в течение трех минут при температуре до 850 °С в случае образования сажиного углерода или более 850 °С для пироуглерода. Затем прибор охлаждают в эксикаторе в течение 30–60 мин при температуре 20 ± 3 °С.

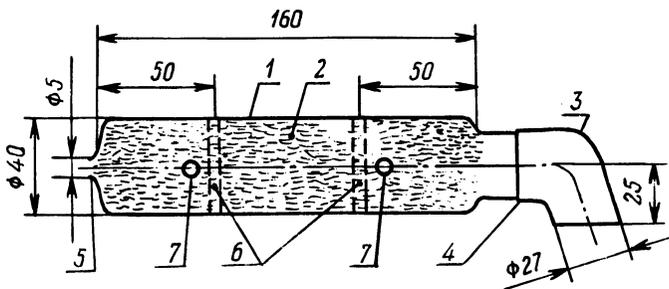


Рис. 1. Прибор для количественного определения продуктов пиролиза.

Выход углеродистого образования из исследуемого материала в массовых процентах рассчитывается по формуле

$$y = \frac{m_2 - m_1}{a} \cdot 100,$$

где  $m_2$  – масса трубки прибора с адсорбированным углеродистым образованием;  $m_1$  – масса пустой прокаленной трубки;  $a$  – навеска анализируемого материала.

Содержание выхода углеродистого образования из жидкой фазы (кокса) в массовых процентах определяется по формуле

$$K = \frac{(T_k - T) - (T_d - T)}{a} \cdot 100,$$

где  $T$  – масса прокаленного пустого тигля;  $T_k$  – масса тигля с коксовым остатком, полученным после удаления летучих веществ из материала;  $T_3$  – масса тигля с золой, полученная окислением коксового остатка в течение 30 мин.

Изучение пиролизической способности различных жидких углеводородов позволяет выбрать эффективные противопригарные добавки и их оптимальное количество в единых формовочных смесях с целью получения чугунных отливок с хорошим качеством поверхности.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Приготовление единых формовочных смесей с жидкими противопригарными добавками/Д.М. Кукуй, В.Н. Анисифоров, А.М. Дмитриевич, П.П. Ковалев. – Л.: ВПТИлит-пром, 1980. – 8 с. 2. А. с. 971556 (СССР). Устройство для определения выхода пироуглерода/П.П. Ковалев. – Оpubл. в Б.И., 1982, № 41.

УДК 669.14.018.292

Е.И. ШИТОВ, канд.техн.наук,  
А.Г. СЛУЦКИЙ (БПИ),

В.П. ВАСИЛЕНКО, канд.эконом.наук (Центролит, г. Саранск)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СЕРЫХ ЧУГУНОВ

Проблема повышения долговечности литых чугунных деталей – одна из основных задач литейного производства, которая в значительной мере может быть решена за счет широкого внедрения низколегированных серых чугунов. Легирование чугуна осуществлялось при плавке в электродуговой печи ДС-5МТ с кислой футеровкой путем ввода в состав шихты природно-легированных материалов: хромоникелевого чугуна и ванадийсодержащей магнитной шлакометаллической фракции (МШФ) [1, 2]. Химический состав и свойства полученных чугунов представлены в табл. 1.

Наличие в чугуне 0,26–0,34 % V обеспечивает значительное повышение механических свойств сплава. Это в первую очередь связано с положительным влиянием V на перлитизацию металлической матрицы, а также с эффектом карбонитридного упрочнения за счет диссоциации молекулярного азота в электрической дуге плавильного агрегата.

Металлографический анализ чугунов проводился на микроскопе "Эпиквант". Установлено, что добавки ванадия в чугун, содержащий 0,28–0,32 % Cr и 0,11–0,14 % Ni, в количестве 0,26–0,34 % способствуют более равномерно распределению графита.

Микротвердость эвтектоида за счет большей дисперсности цементитной фазы возрастает до  $H_{\square} 0,981 = 2900$ .

Способность чугуна противостоять пластической деформации оценивалась путем измерения твердости образцов, нагреваемых в интервале температур от 20 до 600 °С. Установлено, что дополнительное легирование сплава ванадием повышает температуру начала процесса интенсивной пластической деформации (табл. 2).

При этом значительное падение твердости ванадиевого чугуна происходит при более высоких температурах.

Испытания на износостойкость проводились в режиме сухого трения на машине МТ-2М при удельной нагрузке  $4 \cdot 10^5$  Па, скорости относительного перемещения поверхностей трения 1,2 м/с и коэффициентом взаимного перекрытия, равном 0,05. Результаты испытаний представлены на рис. 1. Наибольшей износостойкостью обладает чугун, содержащий 0,26–0,34 % V. При этом коэффициент трения изменяется незначительно. Дальнейшее повышение со-

Т а б л и ц а 1. Химический состав и свойства чугуна

Содержание основных компонентов, мас. %						Свойства чугуна		
C	Si	Mn	Cr	Ni	V	$\sigma_B$ , МПа	НВ	отбел, мм
3,20	2,57	0,68	0,28	0,14	—	200	210	5,0
3,30	2,46	0,72	0,26	0,11	0,26	230	230	6,0
3,20	2,50	0,60	0,32	0,13	0,34	280	240	7,0

Т а б л и ц а 2. Влияние ванадия на твердость чугуна при различных температурах

Наименование сплава	Температура нагрева, °С						
	0	100	200	300	400	500	600
	Твердость НВ						
Исходный	200	195	188	178	160	122	105
Содержащий 0,34 % ванадия	238	232	225	214	200	188	142

Рис. 1. Влияние ванадия на величину износа и коэффициент трения серого чугуна:

1 — коэффициент трения; 2 — износ.

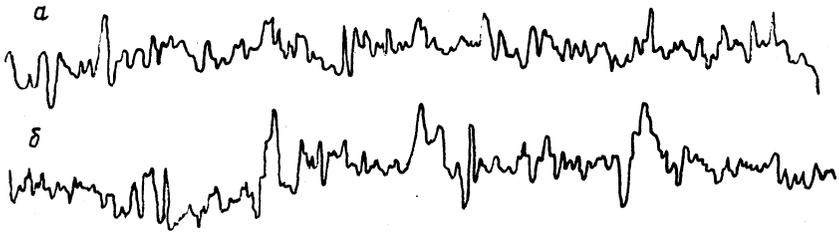
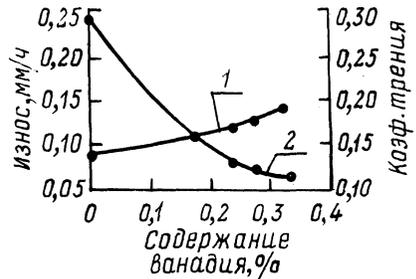


Рис. 2. Шероховатость поверхностей трения:  
а — 0,34 % ванадия; б — исходный состав.

держания V в сплавах, работающих в режимах сухого трения скольжения, увеличивает износ контртела. Это вызвано тем, что механизм преимущественного износа переходит от окислительного к абразивному ввиду появления твердых карбидов на границе трения. Фрактография поверхностей трения исследуемых сплавов, проведенная с использованием растрового электронного микроскопа, показала, что поверхности сплавов, содержащих в своем составе ванадий, в большей степени склонны к хрупкому разрушению. Это указывает

Т а б л и ц а 3. Влияние ванадия на термостойкость чугуна

Содержание ванадия, %	Количество циклов							
	100		200		300		500	
	количество (к) и глубина (l) трещин							
	к	l	к	l	к	l	к	l
—	24	0,75	35	1,0	44	1,4	54	1,8
0,26	19	0,8	31	1,3	38	1,8	44	2,1
0,34	11	0,65	25	0,85	34	1,2	41	1,6

на то, что высокоуглеродистые сплавы железа, легированные ванадием в данных режимах работы, не склонны к адгезионному взаимодействию. Микронеровности поверхностей трения данных сплавов значительно меньше (рис. 2).

Применение ванадиевого чугуна для изготовления тормозных барабанов автомобилей большой грузоподъемности требует изучения поведения материала при знакопеременных температурных нагрузках. Термостойкость исследуемых материалов определяли на образцах в виде колец с наружным диаметром 26 мм, внутренним 16 мм и толщиной 5 мм, которые собирались в стопку на стальной стержень по 10 штук. Нагрев образцов осуществлялся в свинцовой ванне до 650 °С, а охлаждение — в проточной воде до 150 °С. Температура нагрева образцов была выбрана исходя из условий эксплуатации тормозных барабанов автомобилей БелАЗ-540.

Термостойкость чугуна оценивалась количеством трещин, образовавшихся за определенное количество циклов, а также их средней глубиной. Результаты исследований представлены в табл. 3.

В исследуемом интервале концентраций ванадий снижает склонность чугуна к трещинообразованию по сравнению со сплавом, не содержащим его. По мере дальнейших испытаний общее количество трещин увеличивается. При этом происходит процесс интенсивного роста ранее образовавшихся трещин в направлении от наружной поверхности к центру образца преимущественно по границе графит — металлическая матрица.

Таким образом, легирование чугуна V обеспечивает повышение не только механических характеристик сплава, но и его эксплуатационных свойств.

Результаты сравнительных стендовых испытаний тормозных барабанов автомобиля БелАЗ-540 показали, что примерно при одинаковых фрикционных свойствах тормозного узла износостойкость барабанов из чугуна, содержащего 0,33 % ванадия, в 1,5 раза выше.

В настоящее время технология выплавки в электропечах экономнолегированного V серого чугуна для тормозных барабанов освоена на Саранском литейном заводе "Центролит" со значительным экономическим эффектом.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование технологического процесса плавки в дуговой печи низколегированного чугуна/А.Г. Слущкий, С.Н. Леках, Е.И. Шитов, В.А. Родионов. — В сб.: Металлургия. Минск: Выш.шк., 1982, вып. 16, с. 73.
2. Плавка серых чугунов с ванадийсодержащей шлакометаллической фракцией/Д.Н. Худокормов, В.П. Василенко, А.Г. Слущкий, С.Н. Леках. — Литейное производство, 1982, № 9, с. 4–5.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДИФфуЗИОННОГО СИЛИЦИРОВАНИЯ С ПОМОЩЬЮ ОБМАЗОК

В настоящей работе исследованы закономерности диффузионного силицирования в обмазках на основе карбида кремния фтористого натрия и окислов железа.

Вероятность протекания химических реакций в обмазке оценивали по изменению энергии Гиббса  $\Delta G$  с использованием табличных значений энтальпии  $H$  и энтропии  $\Delta S$ :

$$\Delta G = \Sigma \Delta H - \Sigma \Delta ST.$$

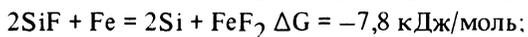
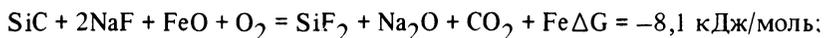
Химическая реакция может протекать лишь при отрицательных значениях  $\Delta G$ . Расчеты, выполненные для температуры 900 °С, показали, что образование активных атомов в окислительной среде идет в соответствии со следующими реакциями:

1.  $2SiC + 2NaF + \frac{5}{2}O_2 = 2SiF + 2CO_2 + Na_2O \Delta G = 19,9$  кДж/моль;
2.  $SiC + 2NaF + \frac{3}{2}O_2 = SiF_2 + CO_2 + Na_2O \Delta G = -20,4$  кДж/моль;
3.  $2SiC + 6NaF + \frac{7}{2}O_2 = 2SiF_3 + 2CO_2 + 3Na_2O \Delta G = -24,7$  кДж/моль;
4.  $4SiF \rightarrow 3Si + SiF_4 \Delta G = -49,2$  кДж/моль;
5.  $3SiF \rightarrow 2Si + SiF_3 \Delta G = -35,1$  кДж/моль;
6.  $2SiF_2 \rightarrow Si + SiF_4 \Delta G = -13,1$  кДж/моль;
7.  $4SiF_3 \rightarrow Si + 3SiF_4 \Delta G = -10,3$  кДж/моль.

При этом на первой стадии происходит образование газообразных фторатов кремния по реакциям 1–3, а затем кремний выделяется на стальной поверхности по реакциям 4–7. Проведенные эксперименты подтвердили правомочность расчетов в термодинамике химических реакций. В случае отсутствия в насыщающей среде фтористого натрия силицированных слоев не образуется. Насыщение проводили на образцах размером 10x10x10 мм, изготовленных из стали 45 в шахтной электрической селитовой печи при температуре 950 °С в течение двух часов. Обмазка готовилась путем введения связующего в порошковую смесь и наносилась на образец толщиной не менее 5 мм. Следует отметить, что насыщение в смеси карбида кремния и фтористого натрия не обеспечивает стабильных результатов. Обмазка спекается на упрочняемой поверхности и с большим трудом удаляется после завершения процесса диффузионного упрочнения. При длительных высокотемпературных выдержках в окислительной печной среде карбид кремния подвергается взаимодействию с кислородом, в результате чего резко снижается активная функция смеси. Для уст-

ранения указанных недостатков в порошковую составляющую вводили железную окалину.

Наличие в обмазке окислов железа не только способствует проведению ХТО в окислительной среде, защищая компоненты от окисления, но и оказывает каталитическое воздействие на образование активных атомов кремния:



Данное обстоятельство подтверждается и экспериментально. Результаты насыщения из образцов на основе смесей, содержащих 5 % фтористого натрия и соответственно 5–55 % железной окалины (остальное – карбид кремния), представлены на рис. 1. При введении в смесь вместо определенной части карбида кремния железной окалины общая толщина силицированных слоев увеличивается вплоть до 40 % этой составляющей. При содержании окислов более 60 % в ряде случаев происходит пригар и разрушение обмазки.

Установлено, что силицированные слои состоят из двух зон: расположенной на поверхности зоны пористой  $\alpha'$ -фазы (твердый раствор вычитания на базе силицида  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ) и лежащей под ней зоны  $\alpha$ -фазы (твердый раствор кремния в  $\alpha$ -железе). При этом толщина зоны  $\alpha$ -фазы практически не зависит от отношения карбида кремния и окалины (рис. 1, а).

Существенное влияние на результаты диффузионного насыщения оказывает фтористый натрий. При отсутствии его в смеси диффузионного насыщения не происходит. Введение в смесь, содержащую 60 % карбида кремния, до 7 % фтористого натрия способствует увеличению толщины силицированных слоев. При содержании в смеси фтористого натрия более 7 % толщина диффузионного слоя снижается (рис. 1, б).

В результате проведенных исследований установлено, что оптимальные результаты получаются при насыщении в обмазке на основе порошковой смеси следующего состава: 55–60 % карбид кремния, 5–7 % фтористый натрий, 35–40 % железная окалина. При силицировании в ней обеспечивается надежность

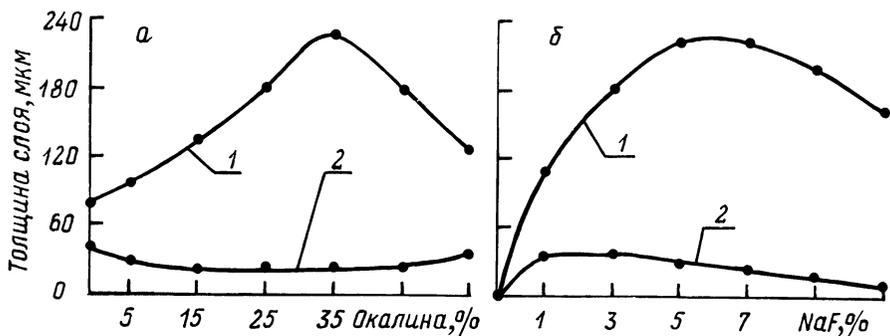


Рис. 1. Влияние содержания железной окалины (а) и фтористого натрия (б) в обмазке на общую толщину силицированного слоя (1) и толщину зоны  $\alpha$ -фазы (2).

защиты насыщаемой поверхности и активных компонентов от окисления при высокотемпературной выдержке в печной среде, высокая скорость формирования диффузионных слоев, хорошее отделение обзапки от упрочняемой поверхности.

УДК 621.74:669.14.018

Н.С. ТРАЙМАК, канд.техн.наук,  
Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,  
В.А. СТАСЮЛЕВИЧ (БПИ)

## МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ЛИТЫЕ ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

Влияние модифицирования изучено на образцах литой стали 4Х5МФС, выплавленной в индукционной электропечи небольшой емкости. Образцы для исследования структуры и механических свойств отливали в подогретый графитовый кокиль. Исследования проведены в два этапа. На первом модифицирование осуществляли FeSe совместно с SiCa, а также производили выбор оптимальных режимов предварительной термообработки. На втором изучено влияние таких модифицирующих добавок, как В, Ti, Cu, Ni, Al, вводимых в металл совместно с FeSe и SiCa.

Структура немодифицированной стали после отливки состоит из равноосных дендритных зерен твердого раствора (троостомартенсит), окруженных сеткой ликвационных участков с включениями карбидов. Микротвердость твердого раствора составляет  $H_{0,981} 5700$ , а ликвационных участков  $H_{0,981} 8500$ . Модифицирование FeSe снижает микротвердость ликвационных участков до  $H_{0,981} 6450$ , а FeSe и SiCa до  $H_{0,981} 7100$ . Однако во всех случаях она превышает микротвердость твердого раствора, что свидетельствует о повышенном содержании в ликвационных участках легирующих элементов. Карбиды, образовавшиеся при затвердевании отливок в ликвационных участках, являются одной из причин снижения вязкости и последующего разрушения отливок [1]. На микроструктурах отливок после охлаждения в ликвационных участках обнаружены трещины, распространяемые от карбидных включений.

Модифицирование стали FeSe и особенно совместно с SiCa измельчает дендритную структуру, уменьшает протяженность ликвационных участков. Однако полностью дендритная ликвация не устраняется и не подавляется выделение первичных карбидов в ликвационных участках.

Для улучшения структуры образцы подвергали предварительной термической обработке. Оптимальный режим отжига выбирали из соображений получения минимальной твердости и равновесной структуры. Наиболее стабильные результаты по твердости получены после изотермического отжига, по структуре – после диффузионного с последующей нормализацией и высоким отпуском.

После закалки от 1050 °С для сталей с титаном и от 1020 °С для остальных определяли твердость, а после отпуска при 650 °С – твердость, прочность,

Т а б л и ц а 1. Влияние модифицирования на свойства литой стали 4Х5МФС

Элемент	Вводимое количество, %	Твердость, НRC		Предел прочности $\sigma_{в'}$ , $10^7$ Па	Относительное удлинение $\delta$ , %	Ударная вязкость $a_{Н'}$ , $10^5$ Дж/м <sup>2</sup>
		закалка	отпуск			
FeCe	0,25	51	41	99,5	2,0	1,47
SiCa	0,30	53	42	95,0	4,8	1,62
Ni	0,5	54	40	100,0	4,0	1,1
	1,0	58	40,5	99,5	4,0	0,83
	1,5	61	41	94,5	2,0	0,9
	2,5	60,5	39	93,0	2,0	0,5
Al	0,5	54,5	38	50,0	1,2	1,07
Cu	0,3	55,5	40	98,5	4,0	1,03
B	0,01	54,5	41	71,0	4,0	1,16
	0,1	51	40	77,0	1,0	0,3
Ti	0,1	58	40	97,0	3,0	2,5
	0,2	51	41	58,0	2,0	1,9
	0,4	50	39	56,0	4,0	1,25
V	0,3	56,5	38	71,0	2,0	2,1
	0,6	51	37	73,0	2,8	1,75
Ni	1,6	51,5	37	91,0	4,0	0,94
Ti	0,2					
V	0,6					
4Х5МФС без добавок		54	39	70,0	2,0	0,9–1,0

пластичность и ударную вязкость. Полученные результаты о влиянии выбранных модификаторов представлены в табл. 1, которая содержит аналогичные сведения о стали базового состава 4Х5МФС.

Твердость немодифицированной стали после закалки составляет 54 НRC. Увеличение твердости возможно при введении в сталь небольших количеств титана и ванадия, а также никеля. Температура отпуска ( $650^{\circ}\text{C}$ ) для последующих экспериментов выбрана на минимальную твердость, допускаемую для кузнечных штампов [2]. Модифицирование практически не оказывает влияния на характер снижения твердости при отпуске.

Микроструктура модифицированной стали после полной термической обработки состоит из сорбита, причем по бывшим границам дендритных зерен дисперсность сорбита выше. Для структуры стали 4Х5МФС без добавок характерно сохранение ликвационных участков. В стыках зерен наблюдается дисперсная игольчатая структура повышенной травимости с включениями карбидов, не перешедших в твердый раствор при высокотемпературном нагреве.

У сталей с FeCe эффект измельчения структуры сохраняется и после термообработки. Одновременно увеличивается прочность и ударная вязкость стали. Пластичность повышается в 2–2,5 раза, что свидетельствует об уменьшении количества дефектов в структуре и изменении их формы. Модифицирование FeCe уменьшает суммарную протяженность первичных карбидных включений, а также содержание S и P в металле [3].

Положительное влияние церия сохраняется и при совместном вводе его в сталь с добавками 0,5–1,0 % Ni; 0,1 % Ti и 0,3 % V (табл. 1). Модифицирова-

ние литой стали бором наиболее интенсивно измельчает структуру. Однако при этом заметно снижается прочность, что возможно связано с образованием боридов по границам зерен. Аналогично влияют на прочность и добавки в сталь Al.

Увеличение вводимого количества Ti и V, вызывающее огрубление карбидной фазы, уменьшает прочность и ударную вязкость. Это особенно хорошо заметно при совместном их введении в сталь. Добавки Ti в небольших количествах эффективно влияют на измельчение первичных карбидов и неметаллических включений, благоприятное изменение их форм, что положительно сказывается на увеличении прочностных свойств и ударной вязкости.

Таким образом, модифицирование литых штамповых сталей целесообразно осуществлять FeSe совместно с добавками в небольших количествах Ti и V, ограничив содержание никеля 0,5–1,0 %.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Крутиков В.К., Куниловский В.В. Особенности строения и свойств литых сталей для штампов горячего деформирования. – Литейное производство, 1977, № 8, с. 16–19.
2. Бельский Е.И. Стойкость кузнечных штампов. – Минск: Наука и техника, 1975. – 150 с.
3. Зуева Л.В., Куниловский В.В. Влияние модифицирования на улучшение структуры и свойств литых штамповых сталей. – Литейное производство, 1982, № 6, с. 16–17.

УДК 621.74.046(088.8)

Н.С. ТРАЙМАК, канд.техн.наук,

В.А. СТАСЮЛЕВИЧ,

С.А. ЛИХАЧЕВ, канд.техн.наук (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СВОЙСТВА ЛИТЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В работе изучены композиции ковкая сталь 40X – литая 5XHM. При разработке биметаллических материалов для технологической оснастки исследовалось влияние температур заливаемого металла и подогрева твердой основы, чистоты поверхности основы и промежуточных легкоплавких прослоек на структуру и свойства зоны сцепления. Заготовки биметаллических образцов получали литьем в кокиль. Твердая (кованый металл) основа заготовки служила частью кокиля, на поверхность которой заливали жидкий металл. Из заготовок получали образцы для испытаний на ударную вязкость. Толщина наплавленного слоя на ударном образце составляла 3 мм.

Температура жидкого металла изменялась в пределах 1500–1700 °С, а температура подогрева твердой основы в интервале 150–800 °С. Поверхность основы подготавливалась от 10 до 320 R<sub>z</sub>. При изучении влияния одного из факторов на прочность сцепления слоев другие оставались на постоянном уровне. Так, при изменении температуры заливаемого металла температура подогрева основы составляла 500 °С. А при изменении последней температура заливаемого металла соответствовала 1560 °С.

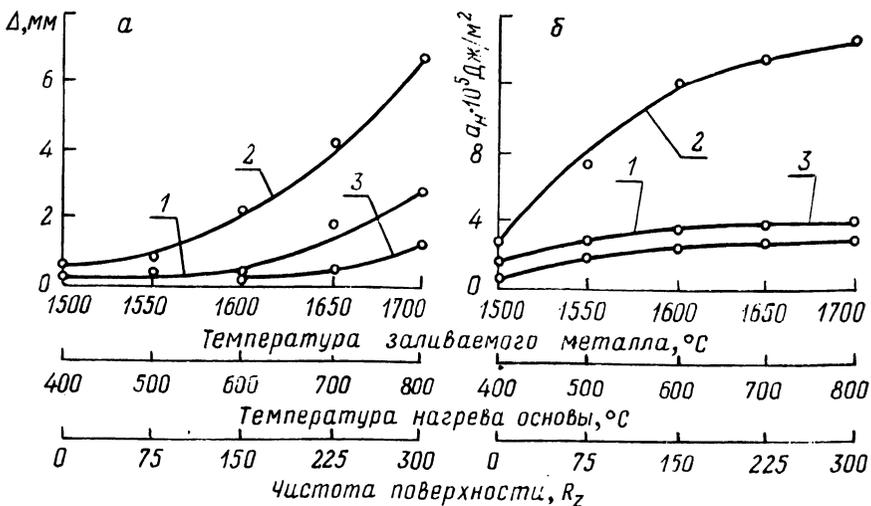


Рис. 1. Влияние температур заливаемого металла (1), подогрева твердой основы (2) и чистоты поверхности (3) на толщину зоны сплавления (а) и вязкость (б) биметаллического материала из сталей 40Х - 5ХНМ.

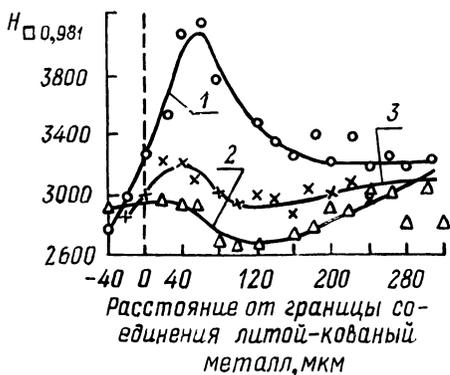


Рис. 2. Распределение твердости в зоне сплавления слоев литого биметаллического материала с предварительным нанесением промежуточных прослоек из меди (1), алюминия (2), никеля (3) после затвердевания.

Анализ полученных результатов (рис. 1) показал, что наиболее существенное влияние на увеличение прочности сцепления литого и кованого слоев биметалла оказывает температура подогрева твердой основы. При этом возрастает и толщина зоны сваривания, определенная по глубине проникновения литой структуры в твердую основу на макрошлифах с помощью отсчетного микроскопа из комплекта Бринелля. Следует отметить также, что увеличение температуры подогрева основы свыше 600 °С не дает ощутимых результатов по приросту ударной вязкости. К тому же в этом случае происходит сильное коробление твердой основы образцов.

Увеличение прочности сцепления между слоями биметаллического материала возможно в результате специальной подготовки поверхности твердой основы под заливку жидким металлом. На практике используются предварительное нанесение флюсов: 5 % раствора буры [1] или гальванические покры-

Т а б л и ц а 1. Свойства биметаллических материалов с легкоплавкими прослойками

Наименование промежуточного покрытия	Твердость Н RC		Толщина зоны сваривания, мм	Ударная вязкость, $10^5$ Дж/м <sup>2</sup>	Относительный показатель вязкости*
	основы	литого слоя			
Слой технической буры ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ )	37	44	0,05	3,0	1,07
Промышленный флюс АН20С	40	44,5	0,3	6,8	2,42
Никелирование	40	45	1,35	7,2	2,57
Меднение	39	43	0,6	6,1	2,17
Алитирование	41	44	1,95	3,7	1,32
Цинкование	39	45	–	1,25	0,35

\* Относительный показатель вязкости оценен как отношение вязкостей биметаллического образца и литого из стали 5ХНМ.

тия поверхности чистыми металлами, например медью [2]. В первом случае преследуется цель – защита зоны сваривания от окисления. Во втором – ускорение диффузионных процессов посредством создания между соединяемыми слоями жидкой прослойки из более легкоплавкого металла, чем заливаемый.

Из исследуемых покрытий наиболее высокие показатели ударной вязкости обеспечили никелевые и медные прослойки, а также флюс АН20С (табл. 1). Нанесение слоя буры не обеспечило качественного сцепления двух слоев биметалла, как и цинковые прослойки.

Структура в зоне сваривания литой – кованный металл характеризуется отсутствием четкой линии раздела. Подтверждением подплавления твердой основы является проникновение более тугоплавкой фазы феррита у стали 40Х в литой металл – сталь 5ХНМ. В процессе заливки и кристаллизации промежуточные прослойки полностью растворяются, обеспечивая надежное соединение слоев биметалла.

Изучение распределения твердости в зоне сплавления двух слоев (рис. 2) показало, что при переходе к твердой основе отмечается некоторое упрочнение, которое максимально для образцов с медными прослойками. Эффект упрочнения свидетельствует о протекании диффузионных процессов на границе соединения и, по-видимому, об образовании новых структурных составляющих. По аналогии с кристаллизацией при сварке [3] в зоне сплавления существенно увеличиваются искажения кристаллической решетки, что может являться одной из причин увеличения твердости. Если существует значительное различие в параметрах кристаллических решеток основы и прослойки, то толщина деформированного слоя и его твердость увеличиваются. Изучение этих процессов для литых биметаллов требует дальнейших более детальных экспериментов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Соломка Я.Ф. Производство двухслойных деталей. – М.: Машгиз, 1962. – 116 с.
2. Смеляков Н.Н. Армированные отливки. – М.: Машгиз, 1958. – 166 с.
3. Готальский Ю.Н. Сварка разнородных сталей. – Киев: Техника, 1981. – 184 с.

## НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СУСПЕНЗИЙ ДЛЯ ЕДИНЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

При исследовании комплексных суспензий для единых формовочных смесей (ЕФС) в качестве глинистых материалов использовались бентониты: неактивированный Гумбрийского месторождения и болгарский, активированный  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ , а также глины: каолинитовая "Нижнеувельская" и монтмориллони-товая "Заря". В качестве технологических добавок в состав суспензий вводились: отработанные смазочные и трансформаторные масла, отработанные смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ), жировые гудроны различного происхождения (отходы Гомельского жирокOMBината), ГФК-1, КЧНР, эмульсии пека, молотый сланец и некоторые другие. Водорастворимые добавки перед вводом в суспензию растворялись, а нерастворимые вводились двумя способами: с предварительной обработкой (например, разогрев или диспергация в растворе ПАВ) и натуральном виде. Количество добавок рассчитывалось сверх 100 % от сухого вещества суспензии.

При исследовании суспензий определялась их условная вязкость, плотность, растекаемость по методике МХТИ им. Менделеева, склонность к расслоению, загустеванию и тиксотропии. Для приготовления суспензий использовалась пропеллерная мешалка РТ-2 с регулируемым числом оборотов вала.

Изменение условной (по вискозиметру ВЗ-4) вязкости суспензии в зависимости от концентрации представлено в табл. 1.

Из приведенных в этой таблице данных видно, что при определенной для каждого глинистого материала концентрации наблюдается резкое возрастание вязкости суспензии. Эта "критическая" концентрация обусловлена природой глинистого вещества и изменяется в широких пределах: от 10 % для болгарского бентонита до 40 % для глины "Заря". Значительное повышение вязкости вызывает резкое изменение технологических свойств: уменьшается подвижность суспензии, ее склонность к осаждению и расслоению, одновременно возрастает склонность к тиксотропному упрочнению и загустеванию. Чтобы обеспечить необходимые технологические свойства таких суспензий, в их состав, как правило, необходимо вводить специальные добавки (разжижители или электролиты).

Т а б л и ц а 1. Условная вязкость суспензий

Глинистый материал	Условная вязкость, с, при концентрации, мас. %								
	5	10	15	20	25	30	35	40	45
Бентонит болгарский	11,8	13,6	29,7	кап	—	—	—	—	—
Глина "Нижнеувельская"	11,5	11,4	11,6	11,8	12,0	14,5	24,2	кап	—
Бентонит "Гумбрийский"	11,5	11,4	11,6	11,7	11,7	12,8	13,0	19,0	кап
Глина "Заря"	11,5	11,5	11,4	11,6	11,5	11,5	11,6	11,8	19,5

Важными технологическими параметрами являются скорость диспергирования и набухание глинистых минералов. Лабораторные исследования показали, что минимальное время диспергирования (5–10 мин) имеет кальциевый Гумбрийский бентонит, максимальное (40–45 мин) – натриевый болгарский. При этом необходимо непрерывное перемешивание суспензии, так как размокаемость глинистых материалов, за исключением Гумбрийского бентонита, низкая. Например, болгарский бентонит не теряет сплошности комьев даже после замачивания в воде в течение нескольких суток.

Скорость набухания в воде у различных глинистых материалов также изменяется в широких пределах. Так, подвижность суспензии Гумбрийского бентонита через сутки снижается примерно на 10 %, а болгарского за то же время – более чем в 2 раза. Кроме того, последний в наибольшей степени склонен к загустеванию и тиксотропии, которые резко возрастают при увеличении концентрации. Глины "Заря" и "Нижнеуvelьская" занимают промежуточное положение между бентонитами. Лабораторные опыты показали, что набухание данного глинистого материала (время выдержки суспензии) не оказывает решающего влияния на физико-механические и технологические свойства ЕФС, что, видимо, связано с незначительным объемом набухшей глины в объеме смеси.

При переходе порога вязкости в суспензиях резко возрастает способность диспергировать нерастворимые жидкие и мазеобразные добавки (например, масла, гудрон, ГФК-1 и т.п.). В низкоконтрированных суспензиях эти добавки практически не диспергируются даже при дополнительном нагреве, выстаивании, длительном перемешивании. В высоковязких суспензиях практически без следа диспергируются масла, гудрон и т.п.; при этом не требуется никакой предварительной их обработки. Скорость и тонина диспергирования добавок зависят от природы глинистого вещества и пропорциональны его концентрации в суспензии. Так, для достижения тонкой диспергации гудрона или масла концентрация суспензии болгарского бентонита должна составлять не менее 10 %, гумбрийского – не менее 30 %.

Все апробированные технологические добавки в большей или меньшей степени подавляют способность глинистого вещества к набуханию, о чем свидетельствует некоторое снижение вязкости суспензий. Однако эффект разжижения этих веществ, особенно в концентрированных суспензиях, недостаточен для того, чтобы использовать их в качестве электролитов-разжижителей. Кроме того, технологические масляные добавки препятствуют диспергированию частиц глинистых минералов, вследствие чего время приготовления суспензии увеличивается. Поэтому их лучше вводить в конце цикла, после достижения однородности суспензии. Следует отметить также, что некоторые добавки (например, КЧНР, сульфанол и др.), являясь ПАВ, вызывают вспенивание суспензии, которое возрастает с увеличением концентрации глины и скорости перемешивания.

При использовании твердых противопригарных добавок – угля или сланца – общая влажность суспензии может быть несколько снижена за счет более низкой водопотребности этих материалов по сравнению с глинами. Однако рабочая влажность смеси должна быть выше, чем при использовании жидких противопригарных добавок, которые, как известно, являются гидрофобными материалами.

Экспериментальные данные показали, что значительное увеличение количества технологических добавок оказывает отрицательное влияние не только на свойства суспензий, но зачастую и на свойства смесей. Поэтому их количество должно быть минимально необходимым (оптимальным) и в каждом конкретном случае подбираться экспериментальным путем.

УДК 621.742.4

Д.М. КУКУЙ, канд.техн.наук,  
Н.Д. МЫЛЬНИКОВА,  
В.В. ШЕВЧУК, канд.хим.наук,  
Т.В. ДЗЕНДРОВСКАЯ (БПИ)

## ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ СИЛИКАТОВ НАТРИЯ НЕОРГАНИЧЕСКИМИ МАТЕРИАЛАМИ\*

Перспективным направлением снижения остаточной прочности жидкостекольной стержневой смеси после высокотемпературного воздействия является введение в жидкостекольное связующее водонерастворимых или водорастворимых неорганических соединений.

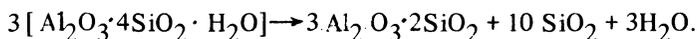
В качестве водонерастворимых неорганических материалов были использованы соединения алюминия и кремния: оксид алюминия  $Al_2O_3$ , силикагель (гель кремниевой кислоты) и пиррофиллит, являющийся природным алюмосиликатом, содержащим 63–79 %  $SiO_2$ , 18–20 %  $Al_2O_3$  и небольшие количества оксидов натрия, кальция, магния и железа.

Нерастворимые добавки вводились в водный раствор силикатного связующего в виде порошка крупностью +0,63–1,00 мм при содержании от 1 до 15 % от массы связующего. Установлено, что использование пиррофиллита от 5 до 15 % снижает работу, затрачиваемую на выбивку стержней, изготовленных из жидкостекольных смесей (состав: песок – 95 %; связующее – 5%; отвердитель – углекислый газ) в 2–3 раза (рис. 1, кривая 1). При этом исходная прочность жидкостекольной смеси при сжатии после продувки углекислым газом возрастает с 0,8–0,85 до 1,0–1,05 МПа.

Можно предположить, что снижение остаточной прочности при введении пиррофиллита в жидкостекольную смесь происходит вследствие совместного влияния оксида алюминия и оксида кремния, являющихся основными составляющими пиррофиллита. Оксид алюминия, взаимодействуя при повышении температуры прогрева стержня свыше 800 °С с силикатом натрия, образует тройную систему  $Na_2O-Al_2O_3-SiO_2$ , являющуюся более тугоплавкой, чем двойная система  $Na_2O-SiO_2$ . Температура плавления тройной системы в зависимости от содержания оксида алюминия может повышаться до 1400 °С, в то время как температура плавления силиката натрия с модулем 2,7–2,8 лежит в пределах 795–850 °С. Подобное повышение температуры плавления пленки силикатного связующего позволяет сдвинуть второй максимум работы выбивки жидкостекольных смесей в область более высоких температур [1].

\* В работе принимал участие канд. техн.наук В.А. Есепкин.

Оксид кремния пирофиллита, взаимодействуя с расплавом силиката натрия, способствует увеличению модуля жидкого стекла. Вследствие этого при кристаллизации отливки и уменьшении температуры смеси из расплава, перенасыщенного кремнеземом, начинает кристаллизоваться тридимит, а при температурах ниже 870 °С — кварц, которые, нарушая целостность пленки связующего, разупрочняют ее. Кроме того, в результате образования муллита  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$  и кристобаллита  $\text{SiO}_2$  при термическом разложении пирофиллита, протекающем при 900 °С, возникают напряжения в пленке связующего, которые способствуют снижению ее когезии:



На разупрочнение жидкостекольной пленки существенное влияние оказывает также ступенчатая дегидратация пирофиллита, которая, по данным термического анализа, происходит при температурах 275, 555, 675 и 900 °С.

Результаты экспериментов по влиянию оксидов алюминия и кремния на остаточную прочность жидкостекольной смеси, представленные на рис. 1, кривая 1, подтверждают высказанные предположения. Введение в жидкостекольное связующее до 10 % оксида алюминия снижает работу выбивки в 2,5–3,5 раза (рис. 1, кривая 2). Использование же оксида кремния в виде кремнегеля еще более существенно влияет на остаточную прочность жидкостекольной смеси. При содержании в связующем до 10 % кремнегеля работа выбивки уменьшается в 5–6 раз (рис. 1, кривая 3). Добавка оксида алюминия практически не изменяет исходную прочность жидкостекольной смеси. Добавка же силикагеля увеличивает прочность с 0,8 до 1,0 МПа. Это сопряжено с повышением адгезии связующего к наполнителю смеси — кварцевому песку. Учитывая то, что оксиды алюминия и кремния являются дорогостоящими химическими веществами, а пирофиллит — недефицитным и дешевым минералом, обладающим комплексным воздействием на жидкостекольные смеси, целесообразно использовать пирофиллит в качестве добавки, улучшающей выбиваемость жидкостекольной смеси из отливок.

Изучалось влияние водорастворимых соединений фосфора (тринатрийфосфата  $\text{Na}_3\text{PO}_4$  и триполифосфата натрия ( $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$ ), которые вводились в процесс автоклавного растворения силикатглыбы в воде в количестве до 5 % от массы силиката натрия, на остаточную прочность смесей после термообработки. Установлено, что эти соединения резко снижают работу выбивки. Действие триполифосфата при этом более эффективно.

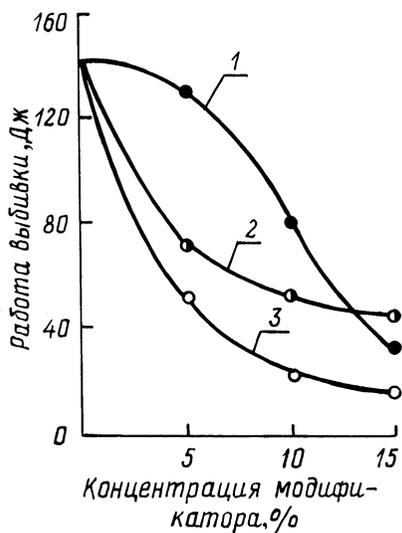


Рис. 1. Влияние неорганических добавок на работу выбивки жидкостекольных смесей:

1 — пирофиллит; 2 — оксид алюминия; 3 — кремнегель.

Так, если работа выбивки жидкостекольной смеси находится в пределах 135–140 Дж, то использование жидкого стекла с тринатрийфосфатом позволяет снизить этот показатель до 35–40 Дж, а триполифосфат дает возможность уменьшить работу выбивки до 15–20 Дж. Исходная прочность смесей при введении в связующее тринатрийфосфата практически не изменяется, а при использовании триполифосфата увеличивается на 15–20 %. Снижение остаточной прочности жидкостекольных смесей в присутствии растворимых фосфатов объясняется, вероятно, образованием при температуре 850–900 °С тройной системы  $\text{Na}_2\text{O}-\text{P}_2\text{O}_5-\text{SiO}_2$ , являющейся в исследуемом составе более тугоплавкой, чем система  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ .

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Лясс А.М. Теоретические основы процесса формирования прочности смесей с жидким стеклом. – В кн.: Вопросы теории литейных процессов. М.: Машиздат, 1960. – 240 с.

УДК 621.74

Д.М. КУКУЙ, канд.техн.наук,  
В.Ф. ОДИНОЧКО,  
В.М. УМАНСКАЯ (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ РЕГЕНЕРИРОВАННЫХ ПЕСКОВ

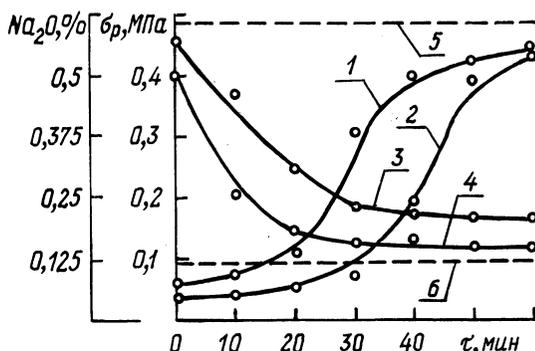
В работе сравнивались два метода регенерации формовочного песка: гидравлический и электрогидравлический.

Процесс регенерации с использованием указанных методов воздействия осуществлялся по аналогичным методикам. Отработанная жидкостекольная смесь дробилась, подвергалась магнитной сепарации и перемешивалась с водой. Водно-песчаная пульпа подавалась в технологический узел электрогидравлической установки, конструкция которого позволяла осуществлять обработку в проточном и порционном режимах. Опыты по гидравлической регенерации проводились на установке, являющейся моделью оттирочной машины конструкции НИИ "Уралмеханобр" и выполненной в масштабе 1:10. Концентрация пульпы 75 % (3 кг песка и 1 л воды).

Качество регенерированного песка оценивалось по содержанию окислов щелочных металлов и технологическим свойствам жидкостекольных пластичных самотвердеющих смесей (ПСС). Содержание окислов щелочных металлов определяли по упрощенной методике. Для этого навеску регенерированного песка весом 10 г помещали в колбу, добавляли 20 мл дистиллированной воды и кипятили в течение 2 ч. Горячий раствор фильтровали на воронке Бюхнера. Осадок на фильтре промывали горячей водой, охлаждали и доводили до 250 мл. Аликвоту 50 мл титровали 0,1 нормальным раствором соляной кислоты. Содержание  $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$  определяли по формуле

Рис. 1. Влияние времени оттирки на содержание окислов щелочно-земельных металлов в регенерате и прочность жидкостекольных смесей:

1 – прочность ПСС на регенерате отработанной смеси, отвержденной  $\text{CO}_2$ ; 2 – прочность ПСС на регенерате ЖСС; 3 – содержание окислов в регенерате ЖСС; 4 – содержание окислов в регенерате смеси, отвержденной  $\text{CO}_2$ ; 5 – прочность ПСС на основе свежего песка; 6 – содержание окислов в свежем песке.



$$\% \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} = 0,31 \frac{V_{\text{HCl}} V_{\text{к}}}{m V_{\text{ал}}};$$

где  $V_{\text{к}}$  – объем мерной колбы, мл;  $V_{\text{ал}}$  – объем аликвоты, мл;  $V_{\text{HCl}}$  – объем 0,1 н. раствора  $\text{HCl}$ , мл;  $m$  – масса навески песка, г.

Технологические свойства смесей на основе регенерированного песка изучали по стандартным методикам (ГОСТ 23409-78). Результаты опытов по оттирке жидкостекольных смесей представлены на рис. 1. С увеличением времени оттирки наблюдается снижение содержания окислов щелочных металлов (кривые 3 и 4) и увеличение прочности жидкостекольной смеси на растяжение (кривые 1 и 2).

Наибольшее снижение содержания  $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$  наблюдается при оттирке отработанной смеси, отвержденной по  $\text{CO}_2$ -процессу. После оттирки в течение 60 мин содержание  $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$  снизилось с 0,55 до 0,105 %. При оттирке отработанной ЖСС количество  $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$  снижается с 0,55 до 0,215 %, что объясняется большей прочностью поверхностных пленок у наполнителя этих смесей. Пленки отработанных жидкостекольных самотвердеющих смесей (ЖСС) содержат тугоплавкие двойные силикаты  $\text{Na}_2\text{Ca}_2(\text{SiO}_2)_3$  и гелениты  $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ , которые, сплавляясь с поверхностью кварцевых зерен, образуют сплошной монолит. Использование в составах ПСС кварцевого наполнителя, прошедшего регенерацию путем оттирки в течение 60 мин, позволяет достигать прочности смесей на растяжение около 0,645 МПа, что соответствует прочности образцов смесей на основе свежих песков. При этом установлено, что прочность ПСС на основе регенератора увеличивается пропорционально времени оттирки, причем наблюдается корреляция прочности с содержанием окислов.

С увеличением количества разрядов при электрогидравлической обработке водно-песчаной пульпы также наблюдается несколько худшая регенерируемость отработанных ЖСС по сравнению со смесями, отвержденными  $\text{CO}_2$ . Однако электрогидравлическая обработка позволяет получить регенерируемые пески с практически одинаковым остаточным содержанием окисей щелочных металлов независимо от вида смесей, что в свою очередь приводит к более крутому нарастанию прочности ПСС.

Расчет показал, что для получения регенерированных песков гидравлическим способом затраты энергии на 25–30 % выше, чем при использовании электрогидравлической регенерации, которая, кроме того, позволяет получать песок значительно лучшего качества, близкий по своим показателям к обогащенным пескам. Это позволяет сделать вывод о целесообразности оснащения типовых гидрорегенерационных установок устройствами для электрогидравлической обработки водно-песчаной пульпы. Подобные устройства не только повысят стабильность и эффективность процесса регенерации, но и позволят уменьшить количество классификаторов в типовых схемах гидрорегенерации.

УДК 621.9.02.002.3

А.С. ЧАУС, канд.техн.наук,  
В.Ф. СОБОЛЕВ, канд.техн.наук,  
А.П. ДУБКО, М.Н. ОЛЕЙНИКОВ (БПИ)

### НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА И СТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТА ИЗ ЛИТОЙ И ДЕФОРМИРОВАННОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

В работе проведены стойкостные испытания резцов из литых и деформированных быстрорежущих сталей и наблюдения за кинетикой изнашивания инструмента. В качестве обрабатываемого материала использованы стали 45Х и Р6М5. Исследуемые режущие пластины сечением 0,125 x 0,125 и толщиной 0,005 м помещали в державку. Все эксперименты проводили при неизменной геометрии инструмента: главный задний угол  $\alpha = 10^\circ$ ; передний угол  $\gamma = -10^\circ$ ; главный угол в плане  $\varphi = 45^\circ$ ; радиус закругления режущей кромки  $r = 0,0005$  м. Режимы резания определяли опытным путем. Условия эксперимента приведены в табл. 1.

При обработке конструкционной стали в заданных условиях испытаний зафиксировано, что стойкость литых резцов превосходит стойкость резцов из проката на 40–50 %. Кинетические зависимости износа резцов по задней грани при обработке стали 40Х приведены на рис. 1, а. Как принято, полученные кривые можно разделить на три участка. Они свидетельствуют о классическом характере протекания износа, свойственном большинству материалов в процессе трения, в том числе и материалов металлорежущего инструмента [1].

Первый участок соответствует периоду приработки инструмента. Для него характерно появление и относительно быстрый рост блестящей полоски износа на поверхности задней грани. Одновременно на передней грани резца на не-

Т а б л и ц а 1. Условия проведения эксперимента

Обрабатываемый материал/ твердость	Режимы резания			
	подача, м	глубина, м	скорость, м/с	число оборотов, $c^{-1}$
40Х/198НВ	0,000125	0,001	0,63	1,3
Р6М5/26НВ	–	–	0,3	1,05

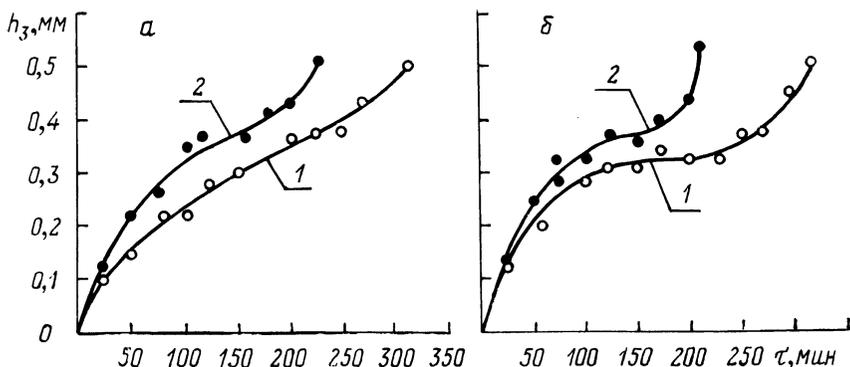


Рис. 1. Кинетика износа резов из литой (1) и деформированной (2) стали Р6М5 при точении стали 40Х (а) и Р6М5 (б).

котором расстоянии от режущей кромки в зоне контакта со сходящей стружкой образуется лунка износа. Ее формирование происходит менее интенсивно, чем полоски износа на задней грани. Наблюдается налипание обрабатываемого материала и образование нестабильного нароста на резах. Этот процесс в большей мере присущ деформированным сталям. Уже на этом этапе выявляется преимущество литого материала перед деформированным, что выражается меньшей износостойкостью у первого за один и тот же период работы.

Второй участок относится к периоду установившейся работы, сопровождающемуся менее интенсивным, равномерным протеканием износа. Налипание и наростообразование значительно уменьшается. Отмеченное в первом периоде эксплуатации преимущество литого инструмента становится более заметным. Изучение поверхности литого и деформированного инструмента в области лунки и полоски износа у режущей кромки соответственно на передней и задней гранях с помощью растрового электронного микроскопа показало, что преобладающим механизмом износа в обоих случаях (после 120 мин работы) является окислительно-абразивный. Однако этот процесс развивается несколько менее интенсивно на передней грани. Несомненный интерес представляет меньшая глубина следов абразивного взаимодействия поверхностных слоев литого инструментального материала в результате трения со стружкой и обработанной поверхностью заготовки по сравнению с деформированным. Отличительной и весьма важной для понимания процесса износа особенностью микрорельефа поверхности трения на задней грани является наличие следов выкрашивания относительно крупных частиц избыточных карбидов в случае деформированного материала.

На заключительной стадии эксплуатации интенсифицируется разрушение режущей кромки вследствие смыкания изношенных зон на передней и задней гранях инструмента и ему соответствует третий участок кривой. Он характеризуется быстрым увеличением износа. Скорость возрастания последнего больше у инструмента из деформированных сталей. На данном этапе наблюдается значительное пластическое деформирование поверхностных слоев инструментального материала на передней и задней гранях инструмента, что

обусловлено возросшим уровнем тепловыделения и разогрева его режущей части. В области лунки образуются наплывы пластически деформированного инструментального материала, которых значительно больше у пластинок из проката сопровождается их разрыхлением и глубинным разрушением. Этому способствует выкрашивание карбидов. Степень развития пластической деформации в случае литого металла выражена в меньшей мере.

Преимущество литых инструментальных материалов выявлено и при точении заготовок из быстрорежущей стали. Изменение условий резания и прежде всего обрабатываемого материала повлекло за собой существенное изменение видимой картины износа резцов. Более активной формой износа по сравнению с предыдущим случаем, при котором превалировал износ на задней грани, становится лункообразование. Это свидетельствует о повышении температуры на поверхностях контакта "стружка—инструмент", что может быть следствием более интенсивного наростообразования на режущей кромке. В то же время образующийся повышенной прочностью нарост в какой-то мере уменьшает интенсивность износа задней грани.

Кинетические кривые износа, как и при обработке конструкционной стали, сохраняют свой "классический" характер, однако они имеют и некоторые особенности. Прежде всего следует отметить более интенсивное развитие износа резцов при обработке быстрорежущей стали в начальный момент. Анализ кривых износа указывает на гораздо меньшую интенсивность истирания литого материала на всех стадиях эксплуатации инструмента (рис. 1, б). Все это свидетельствует о повышенной износостойкости инструмента из литой быстрорежущей стали, эксплуатируемого в тяжелых условиях резания.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. B r u n o A. Problemi di ucura negli unensili. — Giornole dell officina, 1972, v. 17, p. 21—26.

*УДК 669.14.018.252.3*

**В.Ф. СОБОЛЕВ, канд.техн.наук,  
А.С. ЧАУС, канд.техн.наук,  
Ф.И. РУДНИЦКИЙ (БПИ)**

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

В настоящей работе сделана попытка установить закономерность связи параметров структуры литой быстрорежущей стали с ее механическими характеристиками. Исследование остаточного аустенита, микроструктуры, состава и строения эвтектики, тонкой структуры (физическое уширение) микротвердости металлической основы, размера дендритных зерен, загрязненности неметаллическими включениями, распределения основных легирующих элементов, ударной вязкости и твердости (после термической обработки) литых модифицированных сталей типа Р6М5К5 и анализ экспериментальных данных по-

казали, что в общем случае очень трудно выделить решающее влияние на механические свойства инструментальных материалов одного из рассмотренных факторов. В то же время установлено, что имеется вполне определенная зависимость между прочностными характеристиками стали и положением модификатора в периодической системе (рис. 1). Существует связь между электронным строением вводимой добавки и механическими характеристиками литой быстрорежущей стали. Причем характер влияния модификатора остается неизменным во всем исследуемом интервале содержания. И эта закономерность соблюдается как при движении по группам, так и по периодам.

Изменение твердости сплава (характеристика прочности) и ударной вязкости (характеристика пластичности) носит противоположный характер. Такое изменение свойств сплавов объясняется с позиций конфигурационной модели вещества [1]. В рамках модели предполагается разделение валентных электронов в конденсированной фазе на локализованные и коллективизированные. При таком разделении валентных электронов можно предположить, что содержание электронов в каждой подсистеме определяет изменение соответствующих свойств. Детальными исследованиями для некоторых чистых материалов уже установлена связь между увеличением прочности материала и повышенной локализацией электронов, а также между увеличением пластичности и делокализации [2].

У литых быстрорежущих сталей, имеющих в структуре карбиды эвтектического и вторичного происхождения, локализация валентных электронов достигает высокого значения и, как следствие, для них характерны относительно высокая прочность и низкая пластичность. Введением модифицирующих добавок, изменяющих соотношение между локализованной и коллективизирован-

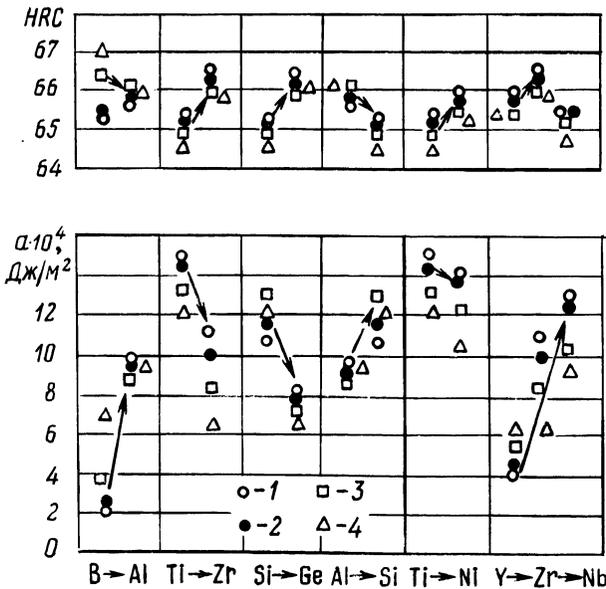


Рис. 1. Влияние модификаторов на твердость и ударную вязкость литой стали P6M5K5: 1 - 0,1 % модификатора; 2 - 0,2 %; 3 - 0,4 %; 4 - 0,6 %.

ной электронными подсистемами, можно регулировать прочность и пластичность стали.

Бор и алюминий (элементы третьей группы) имеют в основном состоянии  $S^2P^1$  электронную конфигурацию. Стабильность таких конфигураций с увеличением главного квантового числа валентных электронов понижается. Поэтому алюминий, являясь более сильным донором, чем бор, увеличивает число коллективизированных электронов. При этом ударная вязкость стали возрастает, а твердость падает. Для d-элементов, титана и циркония наблюдается обратная закономерность. Ударная вязкость стали при переходе от титана к цирконии ухудшается. При увеличении главного квантового числа валентных электронов у d-элементов стабильность конфигураций возрастает. Поэтому титан является более сильным донором, чем цирконий. Соответственно меняется и соотношение между локализованной и коллективизированной подсистемами.

Аналогичные закономерности наблюдаются и в периодах при переходе от алюминия к кремнию, от титана к никелю и т.д. Исключение составляет германий. Введение его в сталь сопровождается понижением пластических и повышением прочностных свойств по сравнению со сталью, модифицированной кремнием. Германий, обладающий сильным донорным свойством, образует, по-видимому, с компонентами сплава химическое соединение с сильной локализацией электронов.

Таким образом, введением добавок модифицирующих элементов, обладающих энергетически неустойчивыми конфигурациями, можно вызвать некоторую делокализацию электронов, ведущую к увеличению пластичности литой быстрорежущей стали.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества. — Киев: Наук. думка, 1971. — 228 с.
2. Самсонов Г.В. Прочность и пластичность геттоплавких соединений. — Изв. АН СССР. Неорганические материалы, 1973, 9, № 10, с. 1680.

УДК 621.745.34

И.А. ПОТАПНЕВ,  
А.М. ДМИТРОВИЧ, канд.техн.наук (БПИ)

#### ПРИМЕНЕНИЕ КОНУСНЫХ ФУРМ ДЛЯ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКИ

На Минском заводе отопительного оборудования совместно с кафедрой "Материаловедение и литейное производство" были выполнены исследования по интенсификации дутьевого режима при плавке чугуна в вагранке. Предварительные результаты, полученные при уменьшении относительного сечения и количества фурм, указали на возможность дальнейшего совершенствования ваграночного процесса. Для увеличения пути проникновения воздушных струй через холостую колошу применяли фурменные конусные насадки в виде четырехстороннего или двустороннего клиньев, размеры выходных отверстий ко-

Т а б л и ц а 1. Техничко-экономические показатели работы вагранки при установке конусных фурм

Номер эксперимента	Техническая характеристика фурменного пояса			Скорость поступающего в вагранку воздуха, м/с	Давление дутья, 10 <sup>3</sup> Па	Производительность т/ч	Общая дефектность отливок, %
	относительное сечение фурм $\epsilon$ , %	число фурм в ряду, шт.	расстояние между фурмами (по периметру кожуха), мм				
1	4,24	10	650	40,4–50,9	14–15	11,7	11,6
2	3,77	6	1100	49,9–54,9	14–15	11,7	9,22
3	2,25	6	1100	83,6–92	14,5–15,5	12,8	9,03
4	2,23	6	1100	84,4–92,8	14,5–15,5	12,6	8,11
5	2,14	5	1300	88–96,8	14,5–15,5	12,52	8,5
6	2,39	5	1300	79–87,3	14,5–15,5	11,9	9,84

торых изменялась так, что относительные суммарные сечения всех фурм ( $\epsilon$ ) составляли от 4,24 до 2,14 % площади поперечного сечения вагранки по осям фурм.

Эксперименты проводились на вагранке с диаметром шахты на уровне оси фурм равном 1940 мм при однорядном расположении фурм. Подаваемый в вагранку воздух находился в пределах 112–124 м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·мин).

Исходным вариантом явилось применение в одном ряду десяти четырехсторонних конусных фурм с размерами отверстий на выходе 150x80 мм (суммарное относительное сечение фурм составило 4,24 %). Показатели вагранки при таком исполнении фурменного пояса были приняты за базовые (табл. 1, эксперимент 1).

Последующие эксперименты проводились при уменьшении числа фурм и соответствующем уменьшении их относительного сечения. При этом конусные насадки фурм устанавливались с наклоном по отношению к подине под углом  $\approx 10^\circ$  или без наклона. С целью изучения распределения дутья по сечению вагранки были проведены плавки при таком расположении осей конусных фурм без наклона, при котором воздушные струи противоположно расположенных фурм не встречались в центре вагранки, а были параллельны (рис. 1). Суммарная площадь относительного сечения шести фурм составила 3,77 %. Для облегчения очистки от настывей конусные фурмы были выполнены в виде двустороннего клина. Показатели ваграночного процесса при этом улучшились (табл. 1, эксперимент 2), работа вагранки отличалась стабильностью, но отмечалось ухудшение выпуска шлака.

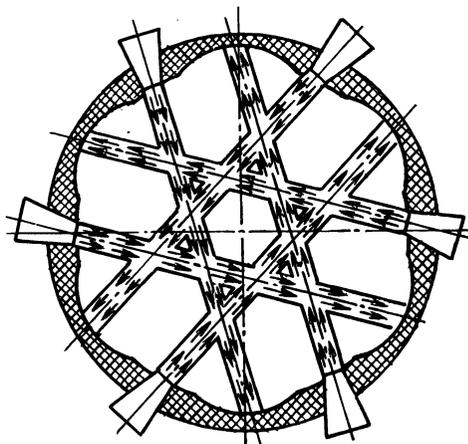


Рис. 1. Схема расположения конусных фурм и разгара футеровки при смещении струй дутьевого воздуха.

Последнее обстоятельство можно объяснить тем, что смещение воздушных струй создавало вращательный момент, под действием которого вдуваемый в вагранку воздух начинал двигаться в тангенциальном направлении относительно футеровки, оттесняя таким образом шлак к центру вагранки. Аналогичный опыт был осуществлен при  $\epsilon = 2,26\%$  (табл. 1, эксперимент 3). Технико-экономические показатели при этом несколько улучшились, но нарушения выпуска шлака сохранились.

Проведенные исследования со смещением струй поступающего воздуха позволили установить тот положительный факт, что дутье проникает до противоположной стенки вагранки, а настывлеобразование вокруг фурм практически прекратилось.

О достижении воздушными струями противоположной стенки свидетельствует появление мест разгара в футеровке между соседними фурмами глубиной 40–50 мм и диаметром до 350–450 мм. Этим экспериментом было доказано, что динамического напора воздуха при скорости поступления в вагранку, равной 50–90 м/с, вполне достаточно для проникновения его на значительную глубину холостой колоши. Полученные данные опровергают существующее мнение о преодолении дутьем незначительных толщин слоев топливной колоши (300–500 мм).

Для более качественной оценки влияния особенностей подвода воздуха был осуществлен опыт с установкой шести конусных насадок в виде двустороннего клина с относительным их сечением  $\epsilon = 2,23\%$ , но без смещения струй воздуха (табл. 1, эксперимент 4). Итоги работы вагранки при таком варианте оказались лучшими.

Ряд экспериментов был выполнен при наличии пяти четырехсторонних конусных фурм без смещения осей с относительным сечением 2,14% при установке их с наклоном по отношению к подине (табл. 1, эксперимент 5). Как показали опыты, увеличенный наклон фурм вызывает усилие разгара огнеупорной кладки горна в области подины. Это объясняется тем, что воздушная струя при скорости истечения из фурм, равной 88–96 м/с, достигает противоположной стороны шахты, вызывая ее увеличенный разгар. В целом проведение этих опытов дало положительные результаты, режим плавки отличался стабильностью, повысилась температура выплаваемого чугуна и уменьшилась дефектность отливок. При увеличении относительного сечения пяти конусных фурм (без наклона) до 2,39% показатели работы вагранки ухудшались (табл. 1, эксперимент 6).

В результате проведенных исследований установлена эффективность применения двусторонних конусных фурм без смещения осей с относительным сечением 2,14–2,23% и углом наклона в сторону лещади в пределах  $0-5^\circ$ . Обязательным условием применения таких фурм является наличие у вагранки копильника, поскольку при переполнении горна жидким металлом или при несвоевременном выпуске шлака существует опасность зашлаковывания фурм.

## Раздел III. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.539

Л.С. ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук,  
Б.С. КУХАРЕВ, канд.техн.наук,  
И.А. КОФАНОВА (БПИ)

### ЖАРОСТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ДИФфуЗИОННЫМ ПОКРЫТИЕМ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Si

Во многих случаях надежность и долговечность изделий, эксплуатирующихся при повышенных температурах, определяется жаростойкостью материалов, используемых для их изготовления. Из известных методов повышения сопротивления металла протеканию процессов газовой высокотемпературной коррозии часто одним из эффективнейших является химико-термическая обработка (ХТО).

При этом, как правило, используются процессы термодиффузионной обработки, обеспечивающие формирование на защищаемой поверхности диффузионных слоев на основе алюминия и кремния [1]. Дополнительное легирование этих покрытий, в частности редкоземельными элементами [2], позволяет значительно улучшить их защитные свойства.

Цель настоящей работы — исследование возможности получения алюмокремниевых диффузионных слоев на углеродистой стали 45, изучение кинетики их формирования, влияния состава насыщающей среды и условий обработки на жаростойкость алюмосилицированной стали 45.

Образцы из стали 45 подвергали термодиффузионной обработке в порошковых средах на основе окиси алюминия, алюминия и кремнийсодержащего вещества (лигатура Сцемиш-2, которая содержит в процентах по массе: РЗМ — 30; Al — 8,0; Si — 55,0; ост. — Fe и примеси). В качестве активатора использовался борфтористый калий. Процесс насыщения осуществляли в контейнерах с плавкими затворами при температурах 850–1000 °С в течение 2–8 ч.

Испытания на жаростойкость проводили в окислительной атмосфере при температуре 900 °С в течение 100 ч. Исследование показало, что изменение состава насыщающей среды не оказывает существенного влияния на толщину получаемого диффузионного слоя. При обработке стали 45 в смесях с повышенным содержанием алюминия ее жаростойкость возрастает. Так, при обработке в среде, содержащей:  $69\text{Al}_2\text{O}_3 + 24\text{Сцемиш-2} + 6\text{Al} + 1\text{KBF}_4$ , при температуре 900 °С и времени 4 ч, значение жаростойкости соответствует  $\Delta m = 190 \text{ г/м}^2$ , а при обработке в смеси  $69\text{Al}_2\text{O}_3 + 18\text{Сцемиш-2} + 12\text{Al} + 1\text{KBF}_4$  —  $\Delta m = 80 \text{ г/м}^2$ . Тем не менее увеличить содержание алюминия свыше 12 % не представляется возможным ввиду ухудшения качества поверхности изделия.

Повышение температуры и увеличение длительности процесса насыщения приводит к увеличению толщины слоя, что благоприятно сказывается на его работоспособности. Это объясняется повышенной легированностью покрытия, представляющего собой  $\alpha$ -твердый раствор алюминия, кремния и церия в же-

лезе и, как следствие, заторможенностью процесса его рассасывания при повышенных температурах.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Коломыцев П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с. 2. Влияние редкоземельных металлов и магния на жаростойкость сплава Х20Н80/С.Н. Гражданкин, З.М. Калинина, З.Ф. Гусева и др. – В сб.: Редкоземельные металлы и сплавы. М.: Наука, 1971. – 113 с.

УДК 536.219.3

Б.Б. ХИНА, Г.М. ЛЕВЧЕНКО, канд.техн.наук,  
А.В. НИКОНЧИК (БПИ)

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМНОЙ ДИФФУЗИИ В МНОГОФАЗНЫХ СИСТЕМАХ С ПОМОЩЬЮ ЭВМ\*

Для анализа основных закономерностей процессов химико-термической обработки и создания АСУТП необходимы математические модели, описывающие формирование фаз при диффузионном насыщении металлов и сплавов. Целью настоящей работы является исследование закономерностей роста сплошного слоя интерметаллидной фазы, образующегося при взаимной диффузии в бинарной системе. Сложность анализа процессов формирования многофазных диффузионных слоев обусловлена, во-первых, экспериментально наблюдаемым отклонением концентраций элементов на границе раздела фаз от равновесных значений; во-вторых, несоответствием фазового состава диффузионного слоя изотермическому сечению диаграммы фазового равновесия данной металлической системы [1] и, в-третьих, наличием в ряде случаев параболического закона утолщения фазы. Подобные факты говорят о необходимости учета не только диффузионного переноса атомов, но и кинетики процессов на межфазных границах. При постановке диффузионной задачи Стефана, описывающей изменение концентраций атомов в каждой из фаз и движение границ раздела фаз, предполагается, что лимитирующей стадией роста является диффузионный массоперенос. Этот случай соответствует плоским границам фаз, равновесным значениям концентраций на границах и параболическому закону роста фаз. В работах [1,2] баланс диффузионных потоков на плоской межфазной границе выражается через отклонения граничных концентраций от равновесных значений. Для общего случая, когда фазовый состав диффузионного слоя может отклоняться от равновесной диаграммы состояния, рассматривается образование новой фазы – интерметаллида 2 на границе раздела исходных фаз 1 и 3, имеющей произвольную форму [3]. На границах фаз имеют место следующие процессы: переход атомов из одной фазы в другую со скоростью  $s_{ij}$ ,  $i \neq j$ ; кооперированный переход атомов, т.е. перестройка кристаллической решетки одной фазы в другую [4], происходящий со скоростью  $p_{ij}$ ;

\* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.Г. Ворошнина и канд.физ.-мат. наук Б.М. Хусида.

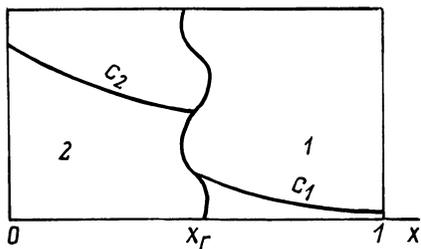


Рис. 1. Схема диффузионной пары.

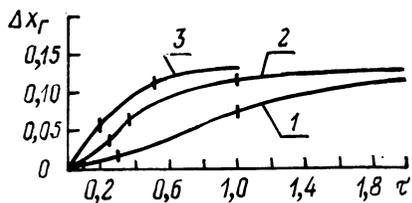


Рис. 2. Зависимость смещения границы фаз  $\Delta x_f$  от безразмерного времени  $\tau$ :  
 1 -  $D_{ij}$ ;  $p_{ij}$ ;  $s_{ij} = 1$ ; 1: 1; 2 -  $D_{ij}$ ;  $p_{ij}$ ;  $s_{ij} = 1$ : 3: 6; 3 -  $D_{ij}$ ;  $p_{ij}$ ;  $s_{ij} = 1$ : 5: 30.

образование новых зародышей фазы 2 на участках, где находятся в контакте фазы 1 и 3. Диффузионный массоперенос в данной бинарной системе А-В рассматривается с учетом ориентационного соответствия на границах фаз, которое часто наблюдается при образовании интерметаллидных соединений в диффузионном слое. Наличие упругих деформаций вблизи границ фаз приводит к появлению матрицы коэффициентов взаимной диффузии  $D$ , недиагональные члены которой связывают поток атомов в  $i$ -й фазе с градиентом концентрации в  $j$ -й фазе,  $i \neq j$  и обращаются в нуль в объеме каждой фазы. Для частного случая, когда в контакте находятся фазы 1 и 2 (рис. 1), задача, поставленная в [3], примет вид:

$$\frac{\partial y_2}{\partial t} + (p_{12} - p_{21}) \frac{\partial y_2}{\partial x} = 0;$$

$$\frac{\partial (y_1 c_1)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ y_1 \left( D_{11} \frac{\partial c_1}{\partial x} + D_{12} \frac{\partial c_2}{\partial x} \right) \right] + \frac{\partial y_1}{\partial x} \left[ c_2 (p_{21} + s_{21}) - c_1 (p_{12} + s_{12}) \right];$$

$$\frac{\partial (y_2 c_2)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ y_2 \left( D_{21} \frac{\partial c_1}{\partial x} + D_{22} \frac{\partial c_2}{\partial x} \right) \right] + \frac{\partial y_2}{\partial x} \left[ c_2 (p_{21} + s_{21}) - c_1 (p_{12} + s_{12}) \right],$$

где  $y_1, y_2 = 1 - y_1$  - доли фаз в поперечном сечении;  $c_1, c_2$  - концентрации атомов А. В предельном случае, когда значение  $s_{ij} \gg p_{ij}$ , т.е. в отношении перехода атомов быстро устанавливается равновесие, получается модель, описанная в работе [2], при  $p_{ij} \gg s_{ij}$  - модель [1], а если  $s_{ij} \gg p_{ij} \gg D_{ij}$  - задача Стефана.

Численное решение данной системы уравнений проводили на ЭВМ ЕС-1022 с использованием метода конечно-разностной аппроксимации. Рассматривалась задача с граничными условиями второго рода - диффузионный отжиг биметаллической пластинки, при котором фаза 2 превращается в фазу 1 (рис. 1). В качестве примера на рис. 2 приведены результаты расчета для неполного распада фазы 2. На кривой 1 (рис. 2), соответствующей случаю близких скорос-

тей диффузии, фазового превращения и перехода атомов через границу фаз, выделяются четыре участка: инкубационный и начальный периоды — здесь лимитирующей стадией является переход атомов через границу фаз; линейный период, когда лимитирующей стадией является фазовое превращение; и участок экспоненциального приближения границы фаз к равновесному положению. На кривой 2 (рис. 2) видны также четыре участка: начальный период; короткий линейный участок; параболический участок, когда лимитирующей стадией движения границы является диффузионный подвод атомов; и экспоненциальное приближение к равновесию. Для кривой 3 (рис. 2), когда скорость процессов на межфазных границах значительно превосходит скорость диффузии, участок линейной зависимости смещения границы от времени быстро сменяется параболическим.

Результаты расчетов качественно согласуются с экспериментальными данными.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. — М.: Наука, 1979. — 344 с. 2. Жуховицкий А.А., Нечаев Ю.С., Шехтер Л.Н. Диффузия в многофазных системах. — Изв. АН ССР. Металлы, 1976, № 2, с. 109–112. 3. Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М., Хина Б.Б. Кинетика образования поверхностных слоев интерметаллидов при диффузионном насыщении. — В кн.: Восьмое Всесоюз. совещание по кинетике и механизму химических реакций в твердом теле. Черногловка: ИХФ АН СССР, 1982, с. 197–199. 4. Кристьян Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. — М.: Мир, 1978. — 808 с.

УДК 621.785.5:519.28

Г.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд.техн.наук,  
В.Я. ЧЕЛЬЦОВ, В.А. БАРАБАСЬ,  
Е.Х. БАРАБАСЬ (БПИ)

#### ЖИДКОСТНОЕ БОРИРОВАНИЕ ЧУГУНОВ

В настоящей работе жидкостному борированию в расплаве "бура + карбид бора" и в расплаве буры с наложением тока электролиза подвергали 3 вида чугунов: серый, ковкий, высокопрочный — перлитно-ферритного класса. На I этапе было решено построить модели описания процесса формирования борированного слоя на всех указанных видах чугунов с помощью методов полного и дробного факторного экспериментов.

При реализации данной части эксперимента технологические факторы меняли в следующих интервалах:

- электролизное борирование: температура борирования ( $X_1$ ) — 850–950 °С, время процесса ( $X_2$ ) — 150–250 мин, плотность тока электролиза ( $X_3$ ) — 0,2–0,4 А/см<sup>2</sup>;
- безэлектролизное: температура ( $X_1$ ) — 900–1000 °С, время ( $X_2$ ) — 150–300 мин, количество В<sub>4</sub>С в расплаве ( $X_3$ ) — 25–40 %, размер частиц В<sub>4</sub>С ( $X_4$ ) — 6–10 номера согласно ГОСТ.

Таким образом, для электролизного борирования применяли полный факторный эксперимент, для безэлектролизного реализовывали полуреплику: I, ab, ac, ad, bc, bd, cd, abcd.

Т а б л и ц а 1. Расчетные значения полной толщины боридного слоя

Параметры процесса		Электролизное борирование			Жидкостное безэлектролизное борирование		
t, °C	τ, ч	чугуны					
		СЧ	КЧ	ВЧ	СЧ	КЧ	ВЧ
900	3	110	105	100	60	65	60
	4	155	150	135	90	80	70
	5	200	200	160	115	120	85
950	3	135	130	115	110	115	120
	4	180	175	150	140	130	135
	5	225	225	185	170	150	150

П р и м е ч а н и е. Остальные факторы взяты на основном уровне матриц планирования.

Реализация планов эксперимента позволила получить модели, дающие зависимость полной толщины боридного слоя ( $Y$ ) от вышеуказанных технологических факторов:

Электролизное борирование:

$$\text{СЧ} - Y_1 = 144 + 24X_1 + 56X_2 + 26X_3 + 14X_1X_2 - 16X_1X_3;$$

$$\text{КЧ} - Y_2 = 142 + 23X_1 + 58X_2 + 16X_1X_3 + 17X_2X_3 + X_1X_2X_3;$$

$$\text{ВЧ} - Y_3 = 126 + 16X_1 + 42X_2 + 9X_3 + 11X_1X_3 - 14X_1X_2X_3.$$

Безэлектролизное борирование:

$$\text{СЧ} - Y_4 = 132 + 52X_1 + 34X_2 + 17X_3;$$

$$\text{КЧ} - Y_5 = 126 + 49X_1 + 20X_2 + 23X_3;$$

$$\text{ВЧ} - Y_6 = 130 + 63X_1 + 15X_2 + 14X_3.$$

П р и м е ч а н и е. СЧ, КЧ, ВЧ – соответственно серый, ковкий и высокопрочный чугуны.

При проверке адекватности моделей выявилось существенное влияние эффектов взаимодействий при электролизном борировании. Это влияние, как видно из приведенных моделей, в некоторых случаях сильнее, чем влияние отдельных факторов в чистом виде.

Сопоставление результатов борирования, проведенное для аналогичных температурно-временных режимов, дало следующие результаты (табл. 1). Анализ показывает, что скорость формирования диффузионного слоя при электролизном борировании для низких температур примерно вдвое выше. Повышение температуры борирования уменьшает эту разницу.

Характер строения борированного слоя похож на его строение на углеродистых сталях. Отличия заключаются в том, что в слое боридов располагаются графитные включения.

Одновременно под слоем боридов развивается процесс графитизации. При формировании борированного слоя на сером и высокопрочном чугуне графитовые включения укрупняются, сливаются, а на ковком чугуне происходит и сфероидизация графита, при этом графитовые включения приобретают форму глобулей, характерных для высокопрочного чугуна.

Графитизация протекает более интенсивно с повышением температуры и увеличением времени процесса при безэлектролизном борировании, а при электролизном борировании и повышении плотности тока электролиза. Чрезмерное укрупнение и сфероидизация графита в борированном слое чугуна приводит к его скалыванию, а для высокопрочного чугуна – полному отслаиванию слоя в процессе охлаждения образцов на воздухе.

УДК 621.785.5

Б.С. КУХАРЕВ, канд.техн.наук,  
Л.Г. ВОРОШНИН, д-р техн.наук,  
С.Е. ВАЩЕВ (БПИ)

### ОДНОФАЗНОЕ БОРИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ

Борирование сталей проводят с целью повышения их поверхностной твердости, износостойкости и коррозионной стойкости в агрессивных средах. Во многих работах отмечают определенные преимущества однофазных боридных покрытий по сравнению с двухфазными. Имея несколько меньшую толщину и микротвердость диффузионного слоя, эти покрытия менее склонны к хрупкому разрушению, к образованию дефектов в процессе последующей термообработки, характеризуются повышенной коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах [1].

Процесс однофазного борирования металлов и сплавов в расплаве боратов с карбидом кремния был разработан на кафедре "Металловедение и термическая обработка металлов" Белорусского политехнического института, а позднее в Японии и Италии. Ему присущи следующие основные недостатки: повышенная вязкость расплава, что приводит к заметным потерям его при выгрузке обработанных деталей; необходимость очистки борированных изделий от остатков расплава; расслоение расплава и, как следствие, неравномерность толщины слоя в случае обработки длиномерных изделий. В настоящее время все большее промышленное применение получает процесс борирования в порошковых средах. Однако применение известных порошковых сред для однофазного борирования ограничено ввиду чувствительности процесса к его температурно-временным параметрам. Так, повышение температуры или увеличение длительности термообработки (свыше 1000 °С, 1 ч [2], при 950 °С, 4 ч [3]) приводит к формированию высокобористой фазы в боридном слое.

Целью настоящей работы являлась разработка насыщающих сред для однофазного борирования углеродистых и низколегированных сталей.

Нами предложен ряд составов, обработка в которых позволяет получать однофазные боридные слои на сталях в интервале температур 800–1100 °С при неограниченной длительности процесса. Кинетические особенности формирования однофазных боридных слоев аналогичны кинетике роста двухфазных боридных слоев. Отличительной чертой разработанных сред является высокая технологичность и доступность используемых для их изготовления компонентов. Кратность использования с периодической регенерацией насыщающей смеси достигает 10 раз. Операция регенерации заключается во введении (после

двукратного использования смеси) 2 % порошка алюминия. Следует подчеркнуть, что после проведения борирования не требуется никаких дополнительных операций по очистке борированных деталей. Диффузионный слой формируется плотным, равномерным по толщине, поверхность остается чистой, светло-серого цвета.

Рентгеноструктурное исследование слоев производили на дифрактометре ДРОН-1 в хромовом излучении. Результаты исследования фазового состава боридных слоев, полученных при насыщении из разработанных смесей, показали, что даже при неприемлемых для известных порошковых составов однофазного борирования условиях насыщения (1050 °С, 6 ч) на армо-железе и на углеродистых сталях боридный слой состоит только из одного борида Fe<sub>2</sub>B. Наблюдаемая текстура боридных покрытий становится более совершенной с понижением температуры обработки.

Микрохрупкость боридных слоев оценивали по среднему баллу хрупкости. Исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,490 Н, число отпечатков n = 30, время выдержки при нагружении образца – 15 с. Средний бал хрупкости двухфазного покрытия – 2,35, однофазного – 1,20. Снижение хрупкости боридных слоев позволяет увеличить эксплуатационную стойкость борированной инструментальной и технологической оснастки и расширяет возможные области применения процесса борирования.

Проведены сравнительные испытания по коррозионной стойкости одно- и двухфазных слоев на углеродистых сталях в 1н растворе серной кислоты. Коррозионную стойкость оценивали по электрохимическим характеристикам: критическому току насыщения ( $i_{кр}$ ) и току коррозии в пассивном состоянии ( $i_{п}$ ). Двухфазное покрытие:  $i_{кр} = 6,4 \cdot 10^{-2}$  А/см<sup>2</sup>;  $i_{п} = 1 \cdot 10^{-3}$  А/см<sup>2</sup>, однофазное покрытие:  $i_{кр} = 6,2 \cdot 10^{-2}$  А/см<sup>2</sup>;  $i_{п} = 3 \cdot 10^{-4}$  А/см<sup>2</sup>. Установлено, что при одинаковых толщинах слоя сталь с однофазным боридным слоем в 1 н растворе серной кислоты имеет большую стойкость, чем с двухфазным слоем.

Т а б л и ц а 1. Влияние состава среды и условий насыщения на толщины однофазного боридного слоя сталей

Состав насыщающей среды, % по массе	Режим борирования		Толщина слоя на стали, мкм				
	t, °С	τ, ч	20	45	У8	ШХ-15	ХВГ
Известный:							
SiC – 30 %	850	6	–	–	–	–	–
Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> – 70 %	900	4	–	–	60	65	–
Разработанный [4]	950	4	105	105	75	65	20
V <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 15 %	850	6	100	90	70	70	60
Al – 11 %							
ПХ20Н80 – 28 %	900	4	120	105	85	85	75
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 43 %							
	950	4	160	130	110	110	90
KBF <sub>4</sub> – 3 %							

Разработана и передана на ряд предприятий технологическая инструкция на процесс однофазного борирования. Рекомендуемые режимы обработки и сравнительные данные по насыщающей способности известного расплава и нового порошкового состава приведены в табл. 1.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В о р о ш н и н Л.Г., Л я х о в и ч Л.С. Борирование стали. – М.: Металлургия, 1978. – 240 с. 2. А н д р ю ш е ч к и н В.И., Г у ш и н а Л.К., Б р и о И.А. Механические свойства борированных и алитированных сталей при кручении. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1982, 5, с. 117–121. 3. А с а д у л а Ш а р и ф. Исследование закономерностей формирования и свойств однофазных боридных слоев: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. – Минск, 1980. – 22 с. 4. Состав для диффузионного борирования/Б.С. Кухарев, С.Е. Васьев, Г.В. Стасевич, Г.В. Борисенок. – Решение о выдаче авторского свидетельства по заявке № 3435406 от 2.11.82 с приоритетом от 12.05.82.

УДК 621.785.5

Н.Г. КУХАРЕВА, канд.техн.наук,  
В.В. КАЗАК, Е.О. СКАЧКОВА (БПИ)

### ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ\*

Проблема улучшения эксплуатационных характеристик изделий из алюминия и его сплавов может быть частично решена путем нанесения на них защитных покрытий, полученных термодиффузионным способом.

В связи с тем, что в отечественной и зарубежной практике отсутствуют сведения о промышленной технологии диффузионного цинкования алюминиевых сплавов, нами разработаны конкретные рекомендации по применению этого процесса в промышленных условиях.

В результате проведенных исследований была предложена следующая технологическая схема обработки изделий из алюминия и его сплавов.

1. Предварительный отжиг насыщающей смеси при температуре 700 °С в течение 2 ч. Нагрев до температуры отжига (700 °С) проводится ступенчато со скоростью 3 °С/мин: выдержка при 500 °С равна 2 ч; при 600 °С – 1 ч и при 700 °С – 2 ч.

2. Диффузионное цинкование алюминиевых изделий из отожженной смеси при температуре 500 °С в течение 4 ч. Состав смеси (мас. %): 49 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 20 % Zn + 30 % Al + 0,5 % NH<sub>4</sub>Cl + 0,5 % MgO.

В настоящей работе также представлены результаты производственных испытаний изделий из алюминия и его сплавов, подвергнутых диффузионному цинкованию.

Испытания проводились на Молодечненском заводе силовых полупроводниковых вентилях и других предприятиях. Целью проведенных испытаний являлось исследование влияния химико-термической обработки на электрические характеристики и поверхностную твердость деталей, работающих в сложных условиях эксплуатации.

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

К деталям полупроводниковых вентилях предъявляются требования стабильности электрического и теплового контакта диода с основанием блока при воздействии соляного тумана; инея и росы; грибковой плесени; керосина при  $25 \pm 10$  °С; машинного масла при  $120 \pm 5$  °С, дизельного топлива ( $25 \pm 10$  °С); воды при  $100 \pm 5$  °С; многократных циклических изменений температуры окружающей среды от  $-60$  до  $+180$  °С; не менее 5000 циклов изменения температуры контакта от  $+40$  до  $+170$  °С при длительности цикла "нагрев—охлаждение" (360 с).

Как показали производственные испытания, применение процесса диффузионного цинкования основания блока БПВ10-70, изготовленного из алюминия марки АД3 и сплава Д16, снижает падение напряжения на 0,5–0,7 В, обеспечивая длительность нормальной эксплуатации полупроводниковых вентилях в условиях воздействия климатических факторов, что полностью отвечает техническим требованиям деталей данного узла (ТУ К0079).

В заводских условиях проведены промышленные испытания диффузионно-упрочненных деталей технологической оснастки, изготовленных из сплава Д16. Результаты испытаний показали, что применение процесса диффузионного цинкования увеличивает эксплуатационную стойкость деталей технологической оснастки в 2–3 раза. Технология принята к внедрению. Ожидаемый экономический эффект составляет 15 тыс. руб. в год.

*УДК 621.785.5*

**Н.Г. КУХАРЕВА, канд.техн.наук,  
А.М. ИСЛАМОВ (БПИ)**

## **ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ХРОМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ\***

Химико-термическая обработка (ХТО) деталей машин и инструмента — один из перспективных методов защиты от коррозии в агрессивных средах [1]. Использование этого метода позволяет, изменяя химический состав поверхностных слоев простых железоуглеродистых сплавов, приблизить их свойства к дорогостоящим легируемым сталям.

Целью настоящей работы явилось изучение возможности замены нержавеющей стали Х18Н9Т углеродистыми сталями с диффузионными покрытиями для работы в водных растворах серной, соляной и азотной кислот.

Одним из основных легирующих элементов нержавеющей сталей, обеспечивающих их высокую коррозионную стойкость, является хром [2]. Поэтому в настоящей работе для исследований были выбраны железоуглеродистые сплавы с диффузионными покрытиями на основе хрома двух типов — карбидными и твердыми растворами. В качестве сред для испытаний были выбраны 10 %-ные водные растворы серной, соляной и азотной кислот.

ХТО железоуглеродистых сплавов осуществлялась из алюминотермических порошковых сред.

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

Коррозионная стойкость хромированных материалов исследовалась потенциодинамическим методом [3], методом "поляризационного сопротивления", гравиметрическим [4] и сравнивалась со стойкостью стали Х18Н9Т.

Поляризационные кривые были получены на потенциостате марки П-5848. При потенциодинамическом методе исследований скорость разветки составляла  $2 \cdot 10^{-2}$  В/с, при методе "поляризационного сопротивления" –  $5 \cdot 10^{-2}$  А/с.

Гравиметрическим методом получены известные данные [5] о более высокой коррозионной стойкости в серной и соляной кислотах карбидных диффузионных слоев на основе хрома по сравнению с твердыми растворами. В азотной кислоте наибольшей стойкостью обладает армко-железо с диффузионным слоем  $\alpha$ -твердого раствора хрома в железе.

С целью получения электрохимических характеристик коррозионного процесса хромированных армко-железа и стали У8, а также стали Х18Н9Т в исследуемых электролитах были сняты потенциодинамическим методом поляризационные кривые.

Электрохимические характеристики коррозионного поведения исследуемых материалов хорошо согласуются с данными весового метода анализа. Так, о более высокой стойкости карбидных покрытий в серной и соляной кислотах свидетельствуют значительно более низкие (на 1–3 порядка) значения критических токов пассивации, более широкие области пассивации и более низкие значения токов коррозии в пассивном состоянии. В азотной кислоте по электрохимическим характеристикам предпочтение следует отдать армко-железу с диффузионным слоем  $\alpha$ -твердого раствора хрома в железе, что также согласуется с результатами гравиметрических испытаний.

По полученным результатам можно сделать вывод, что в азотной кислоте по коррозионной стойкости к стойкости стали Х18Н9Т приближается хромированное армко-железо, в серной кислоте – хромированная сталь У8, а в соляной кислоте хромированные армко-железо и сталь У8 обладают более высокой стойкостью, чем нержавеющая сталь Х18Н9Т.

В настоящей работе была также показана возможность проведения сравнительной оценки коррозионной стойкости исследуемых материалов методом "поляризационного сопротивления". Основным критерием оценки коррозионной стойкости в этом методе является величина "поляризационного сопротивления"  $\Delta E/\Delta I$ .

Чем больше значение "поляризационного сопротивления", а следовательно, чем больше тангенс угла наклона начального участка катодной кривой к оси абсцисс, тем менее склонен материал к коррозионному разрушению.

Из результатов, полученных методом "поляризационного сопротивления", следует, что наименьшей склонностью к коррозионному разрушению в серной, соляной и азотной кислотах по сравнению со всеми исследуемыми материалами, в том числе и нержавеющей сталью Х18Н9Т, обладает сталь У8 с диффузионным карбидным слоем.

Таким образом, полученные результаты исследования позволяют рекомендовать для кратковременной работы в азотной кислоте взамен дорогостоящей нержавеющей стали Х18Н9Т хромированное армко-железо, в серной и соляной кислотах – хромированную сталь У8.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М.: Машиностроение, 1965. — 492 с. 2. Улиг Г. Коррозия металлов. — М.: Металлургия, 1968. — 308 с. 3. Фрейман Л.И., Макарова В.А., Брыскин И.Е. Потенциодинамические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите. — Л.: Химия, 1972. — 238 с. 4. Романов В.В. Методы исследования коррозии металлов. — М.: Металлургия, 1965. — 283 с. 5. Ворошнин Л.Г., Кухарева Н.Г., Ловшенко Ф.Г. Повышение коррозионной стойкости сталей. — Минск: Беларусь, 1978. — 36 с.

УДК 621.785.53

Е.И. СОКОЛОВСКИЙ, канд.техн.наук,  
Л.С. ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук,  
Г.В. БОРИСЕНКО, канд.техн.наук (БПИ)

### ИЗНОСОСТОЙКИЕ ДИФФУЗИОННЫЕ СЛОИ НА КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЯХ

Хромоникелевые стали аустенитного класса, обладая достаточно высокой коррозионной стойкостью, имеют низкую износостойкость, плохую прирабатываемость. Диффузионное насыщение, изменяя химический состав, структуру поверхностных слоев, оказывает существенное влияние на служебные характеристики сталей.

Испытания на изнашивания при трении скольжения без смазки проводили на машине типа Шкода-Савина при исходных нагрузках 5 и 10 Н, скорости скольжения 2,2 м/с.

Исследовались процессы диффузионного хромирования, хромотитанирования, хромомарганцирования, хромосилицирования, хромоникелирования и никельхромирования. Как видно из рис. 1, все исследуемые типы диффузионных слоев значительно повышают износостойкость коррозионных сталей. В качестве характеристики эффективности процессов диффузионного упрочнения принято отношение износа диффузионно-упрочненных сталей к той же величине, полученной для исходных материалов. За базу сравнения для оценки относительной износостойкости выбран объемный износ на пути трения 800 м, что позволяет учитывать износ собственно диффузионных слоев без износа основы. Таким образом, ряд износостойкости (по ее возрастающим значениям) для слоев на сталях 12X18H10T и 10X17H13M2T можно представить следующим образом:



Необходимо отметить, что для диффузионных слоев на сплаве 06XН28МДТ наблюдается инверсия износостойкости, что связано с различиями в структуре диффузионных слоев, а также со степенью легированности упрочняющей  $\beta$ -фазы. При увеличении базы испытаний наблюдается изменение ряда износостойкости, что связано со значительными различиями в толщине диффузионных слоев. На рис. 2 представлена диаграмма относительной износостойкости диффузионно-упрочненной стали 12X18H10T (за базу принята величина износа при  $S_{\text{тр}} = 4000$  м). Увеличение продолжительности испытаний

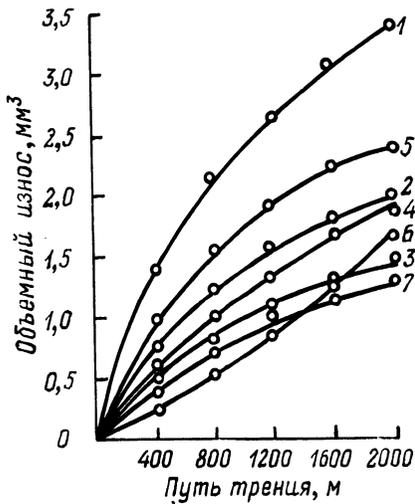


Рис. 1. Зависимость износа диффузионно-упрочненной стали 12Х18Н10Т от пути трения:

1 – исходная сталь; 2 – Cr, 3 – Cr + Ti; 4 – Cr + Si; 5 – Cr + Ni; 6 – Cr + Mn; 7 – Ni – Cr.

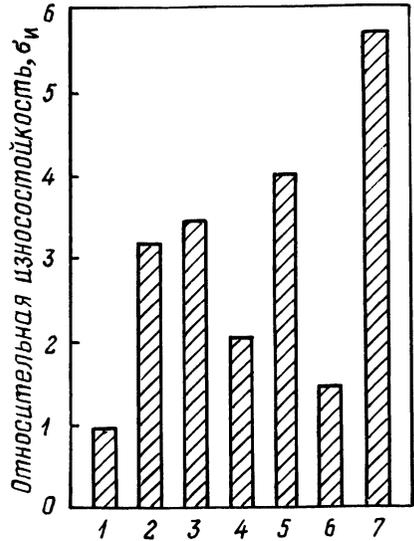


Рис. 2. Диаграмма относительной износостойкости ( $b_{и} = \Delta m_0 / \Delta m_1$ ): диффузионно-упрочненной стали 12Х18Н10Т ( $S_{тр} = 4000$  м):

1 – исходная сталь; 2 – Cr; 3 – Cr + Ti; 4 – Cr + Si; 5 – Cr + Ni; 6 – Cr + Mn; 7 – Ni – Cr.

Т а б л и ц а 1. Износостойкость диффузионно-упрочненных сталей

Процесс ХТО	Характеристика эффективности ХТО					
	12Х18Н10Т			10Х17Н13М2Т		
	трение скольжения	трение качения	коррозионно-механический износ	трение скольжения	трение качения	коррозионно-механический износ
Хромирование	3,2	2,0	2,0	3,2	2,1	3,0
Хромтитанирование	3,4	4,2	3,9	6,4	4,3	4,0
Хромосилицирование	2,3	2,1	3,2	2,3	2,0	3,0
Хромомарганцирование	1,8	1,5	3,3	1,9	1,9	3,4
Хромоникелирование	4,2	1,3	3,4	5,1	1,5	3,4
Никельхромирование	5,8	4,7	4,1	7,0	5,2	4,1

Т а б л и ц а 2. Влияние процессов ХТО на изменение коэффициента трения

Процесс ХТО	Относительный коэффициент трения $f/f_0$
Хромирование	0,90
Хромомеднение	0,75
Хромосилицирование	0,75
Хромтитанирование	0,80
Хромоникелирование	0,80
Хромомарганцирование	0,85
Никельхромирование	0,85

или нагрузки приводит к изменению износостойкости упрочненных сталей, что связано со значительными различиями в толщине слоев. При наиболее жестких условиях испытаний максимальной износостойкостью обладают никельхромированные стали. Очевидно, что для деталей, техническая документация которых разрешает эксплуатацию их при значениях линейного износа более 0,1 мм, наиболее целесообразно применение диффузионных слоев с возможно большей толщиной слоя.

Испытания на изнашивание при трении качения с проскальзыванием проводили на машине СМЦ-2. В табл. 1 представлены сравнительные данные по износостойкости разработанных типов диффузионных слоев. Необходимо отметить, что ужесточение условий испытаний (например, увеличение контактных нагрузок, увеличение числа циклов нагружения) снижает эффективность применения таких процессов диффузионного насыщения, как хромоникелирование и хромомарганцирование.

В результате исследования влияния процессов диффузионного насыщения на изменение коэффициентов трения установлено, что минимальными значениями коэффициента обладают хромосилицирование и хромомедненные диффузионные слои (табл. 2).

Испытания на коррозионно-механическое изнашивание проводили в промышленных условиях в среде окисленного циклогексана на втулках насосов типа NO100-26. Максимальной износостойкостью обладают хромотитанированные и никельхромированные слои (табл. 1).

Разработана промышленная технология диффузионного насыщения коррозионностойких сталей. Диффузионному упрочнению подвергается более 30 наименований деталей. Экономический эффект от внедрения в ГПО "Азот" более 200 тыс. руб.

*УДК 621.785:536.3(031)*

**Л.А. ВАСИЛЬЕВ**, канд.техн.наук,  
**И.Н. БУРНЫШЕВ**,  
**И.В. АНОСОВ**, канд.техн.наук (БПИ)

### **ИЗЛУЧАТЕЛЬНАЯ СПОСОБНОСТЬ СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ**

Имеющиеся справочные данные по излучательной способности материалов относятся в основном к однофазным материалам, например к окислам, карбидам и т.п. [1, 2].

Цель данной работы — исследование излучательной способности силицидных покрытий на титановых сплавах ВТ1-0, ОТ4 и ВТ14. Силицидные покрытия получали термодиффузионной обработкой сплавов в порошковой среде на основе кремния при непосредственном контакте насыщающей среды с насыщаемой поверхностью сплавов.

Насыщение в порошковых смесях осуществлялось в металлических тиглях, изготовленных из жаростойких сталей. Для предотвращения окисления насыщающей смеси и обрабатываемого сплава использовался плавкий затвор

из борного ангидрида, Перед упаковкой в тигель образцы из титановых сплавов подвергались травлению в течение 0,5–2 мин в реактиве следующего состава: 80 мл  $H_2O$ , 10 мл  $HF$  и 10 мл глицерина (или  $HNO_3$ ).

Основным критерием выбора состава насыщающей смеси и температурно-временных параметров ХТО являлась толщина диффузионного слоя и качество поверхности после обработки.

Исследовались силицидные покрытия, полученные насыщением в трех средах: в порошке кремния, в порошке кремния с добавкой меди и в порошке кремния с добавками порошков меди и цинка. Во всех средах в результате насыщения на поверхности титановых сплавов формируются силицидные слои, состоящие из силицидов  $TiSi_2$  и  $Ti_5Si_3$ , легированных медью в случае ее наличия в насыщающей смеси.

Для исследования нормальной интегральной излучательной способности силицидных покрытий применялся радиационный метод, заключающийся в измерении нормальной интегральной энергетической яркости с одновременным измерением истинной температуры исследуемой поверхности.

Излучательная способность при этом методе определяется по формуле

$$\epsilon = (Q/Q_0)_T,$$

где  $Q$ ,  $Q_0$  – выходной сигнал радиометра при визировании его соответственно на исследуемую поверхность и на абсолютно черное тело с температурой  $T$ .

Для определения нормальной интегральной излучательной способности  $\epsilon_n$  образец, представляющий собой пластину размером 30 x 30 x 1,5 мм с нанесенным на ней покрытием, закрепляется в водоохлаждаемых токоподводах и нагревается проходящим по нему электрическим током. Яркостная температура  $T_y$  образца измеряется яркостным оптическим пирометром с исчезающей нитью, интегральная энергетическая яркость измеряется радиометром.

Истинная температура поверхности  $T$  определяется из соотношения

$$T_\lambda^{-1} - T^{-1} = \lambda C^{-1} \ln(1 - R_\lambda)^{-1},$$

где  $\lambda$  – эффективная длина волны пирометра;  $C$  – константа;  $R_\lambda$  – коэффициент отражения.

Коэффициент отражения определяется методом модуляционной рефлеометрии [2] с использованием гелий-неонового лазера в качестве стороннего источника света и плазменно-напыленной окиси алюминия как эталонной поверхности.

Испытания образцов проводили поэтапно в интервале температур 700–1000–700 °С, т.е. применительно к реальным условиям эксплуатации изделий в летательных аппаратах.

В процессе работы силицидные покрытия будут изменять свой фазовый состав из-за окисления силицидов титана с образованием на поверхности окислов титана и кремния, а при легировании сплава или силицидных покрытий – и с образованием шпинелей сложного химического состава. Для учета этого изменения было проведено определение  $\epsilon_n$  на образцах непосредственно после насыщения и после окисления в течение 5 ч при температуре 1000 °С.

Наиболее высокими значениями  $\epsilon_n$  образцов без предварительного окисления характеризуются покрытия, полученные насыщением в порошках крем-

ния и в смеси его с медью и цинком. Значения  $\epsilon_n$  при 1000 °С для этих систем равнялись 0,75. Покрытия, полученные насыщением в смесях порошков кремния и меди, на сплавах ОТ4 и ВТ14 имели меньшие значения  $\epsilon_n$ , а на ВТ1-0 примерно те же значения.

Излучательная способность силицидных покрытий зависит от температуры испытаний: с повышением температуры с 700 до 1000 °С наблюдается повышение  $\epsilon_n$ , с понижением температуры с 1000 до 700 °С  $\epsilon_n$  понижается, но остается несколько выше, чем при первом измерении. Такое изменение излучательной способности объясняется изменением фазового строения силицидного слоя в процессе нагрева и выдержки при 1000 °С.

Полученные данные излучательной способности силицидных покрытий после предварительного окисления их при 1000 °С на воздухе свидетельствуют о некотором увеличении  $\epsilon_n$  по сравнению с неокисленными образцами, особенно для покрытий, полученных насыщением в порошках кремния и меди. Разница в значениях  $\epsilon_n$ , измеренной при 700 °С до и после нагрева до 1000 °С, не наблюдалась. Наиболее высокой излучательной способностью обладали покрытия, полученные при насыщении в смеси порошков кремния, меди и цинка ( $\epsilon_n = 0,78$ ).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. К р ж и ж а н о в с к и й Р.Е., Ш т е р н З.Ю. Теплофизические свойства неметаллических материалов. – М.: Энергия, 1973. – 333 с. 2. Излучательные свойства твердых материалов/Под ред. А.Е. Шейндлина. – М.: Энергия, 1974. – 471 с.

УДК 621.785.539

В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд.техн.наук (БПИ)

#### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА "ПЕРЕВАЛА" ПРИ РЕШЕНИИ ЗАДАЧ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Большинство задач химико-термической обработки (ХТО) многофакторно. При решении таких задач все чаще для поиска оптимальных составов и режимов ХТО применяют метод дробных реплик. Желание исследователей сократить эксперимент приводит к тому, что обычно используются реплики максимально возможной дробности. При этом оказывается невозможным оценить линейные эффекты в чистом виде, т.е. без смешивания их с эффектами взаимодействий. Такое влияние эффектов взаимодействия в конечном результате проявляется в том, что исследователь часто не может получить уравнение регрессии, а следовательно, и провести оптимизацию изучаемых свойств. Теория математического планирования эксперимента свидетельствует о том, что абсолютная величина коэффициентов регрессии получаемых моделей обратна их степени. Поэтому при определении коэффициентов линейной модели целесообразно исключить из их оценки в первую очередь эффекты парного взаимодействия, как наиболее сильные. Способом устранения парных взаимодействий служит так называемый "метод перевала".

Нами данный метод был опробован при изучении влияния на формирование карбидных титанированных слоев на стали У8 семи технологических факторов. В качестве плана исследования была взята 1/16 реплика от полного факторного эксперимента 2<sup>7</sup>.

Выбранная 1/16 реплика задана генерирующими соотношениями:  $x_4 = x_1x_2x_3$ ;  $x_5 = x_1x_3$ ;  $x_6 = x_2x_3$ ;  $x_7 = x_1x_2$ . В этом случае определяющими контрастами являются:  $I = x_1x_2x_3x_4$ ;  $I = x_1x_3x_5$ ;  $I = x_2x_3x_6$ ;  $I = x_1x_2x_7$ .

После реализации эксперимента, состоящего на первом этапе всего из 8 опытов, и расчета коэффициентов регрессии получили адекватную математическую модель  $y = 21 + 5x_2$ . Несмотря на то что модель оказалась адекватной, было решено уточнить ее. Для этого воспользовались методом "перевала", суть которого заключается в зеркальном отражении использованной реплики, т.е. во всех опытах матрицы значения факторов меняются на противоположные.

Анализ примененной на первом этапе решения задачи реплики показал, что оценки линейных членов полученной модели смешаны с взаимодействиями факторов следующим образом:

$$B_1 = \beta_1 + \beta_{27} + \beta_{35} + \beta_{46} + \beta_{234} + \beta_{367} + \beta_{456} + \beta_{234567}$$

$$B_2 = \beta_2 + \beta_{17} + \beta_{36} + \beta_{45} + \beta_{134} + \beta_{156} + \beta_{357} + \beta_{467} + \beta_{134567}$$

$$B_3 = \beta_3 + \beta_{15} + \beta_{26} + \beta_{47} + \beta_{124} + \beta_{167} + \beta_{257} + \beta_{456} + \beta_{124567}$$

$$B_4 = \beta_4 + \beta_{16} + \beta_{25} + \beta_{37} + \beta_{123} + \beta_{156} + \beta_{267} + \beta_{357} + \beta_{123567}$$

$$B_5 = \beta_5 + \beta_{13} + \beta_{24} + \beta_{67} + \beta_{126} + \beta_{146} + \beta_{237} + \beta_{346} + \beta_{123467}$$

$$B_6 = \beta_6 + \beta_{14} + \beta_{23} + \beta_{57} + \beta_{125} + \beta_{137} + \beta_{145} + \beta_{247} + \beta_{345} + \beta_{123457} \quad 157$$

$$B_7 = \beta_7 + \beta_{12} + \beta_{34} + \beta_{56} + \beta_{136} + \beta_{235} + \beta_{246} + \beta_{123456}$$

Использование на втором этапе зеркальной реплики дает возможность при оценке коэффициентов модели по результатам реализации суммарной реплики полностью устранить взаимодействия факторов. Происходит это следующим образом. Вторая реплика в нашей задаче была задана следующими генерирующими соотношениями:  $x_4 = x_1x_2x_3$ ;  $x_5 = -x_1x_3$ ;  $x_6 = -x_2x_3$ ;  $x_7 = -x_1x_2$ . Определяющими контрастами этой реплики равны:  $I = x_1x_2x_3x_4$ ;  $I = -x_1x_3x_5$ ;  $I = -x_2x_3x_6$ ;  $I = -x_1x_2x_7$ .

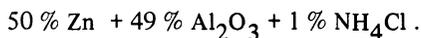
В обобщающем определяющем контрасте все тройные произведения оканчиваются со знаком минус. А так как тройные произведения определяют парные взаимодействия, то в совместных оценках линейных эффектов двойные взаимодействия будут со знаком минус. В конечном результате при расчете линейных коэффициентов в суммарной матрице парные взаимодействия взаимно гасятся и получаются линейные эффекты, смешанные только с более слабыми взаимодействиями: тройными и шестерными.

В результате расчета с использованием метода перевала нами получено уравнение регрессии, которое содержит уже три фактора из семи задействованных  $y = 18 + 3x_1 + 3x_2 - 4x_5$ .

## ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОЛОВЯНИСТЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЗ\*

В настоящей работе исследовалась возможность интенсификации процессов химико-термической обработки (ХТО) бронз АЖМц10-3-1,5, ОФ 10-1 и ОЦС 5-5-5. ХТО осуществляли из порошковых насыщающих сред на основе цинка при температуре 600 °С в течение 4 ч. Выбор данной температуры обработки позволил избежать изменения прочностных характеристик исследуемых материалов.

В работе [1] описан состав для диффузионного цинкования, содержащий (в % по массе) :



После обработки исследуемых материалов из данного состава толщина формирующихся диффузионных цинковых слоев не превышала 300–400 мкм, микротвердость диффузионных слоев 1900 МПа – 2100 МПа.

К тому же ХТО из этого состава не позволила сохранить исходную чистоту поверхности обрабатываемых материалов.

Введение в известный состав для цинкования порошков меди и железа, а также меди и никеля позволило увеличить толщину диффузионного слоя в 1,8–2 раза, при этом микротвердость слоев возросла на 30 %.

Для алюминиевых бронз, в частности АЖМц10-3-1,5, с целью увеличения толщины диффузионных цинковых слоев, их микротвердости, а также сохранения исходной чистоты поверхности материала следует рекомендовать для использования следующий состав (в % по массе) :

Окись алюминия	– 41–47
Цинк	– 31–33
Медь	– 10–12
Железо	– 5–15
Хлористый аммоний	– 1–3

Для оловянистых бронз, в частности ОФ 10-1 и ОЦС5-5-5, рекомендуется состав (в % по массе) :

Окись алюминия	– 41–47
Цинк	– 31–33
Медь	– 10–12
Никель	– 5–15
Хлористый аммоний	– 1–3

### ЛИТЕРАТУРА

1. М и н к е в и ч А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. – М.: Машиностроение, 1965. – 412 с.

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

## НОВАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ЛОНЖЕРОНОВ АВТОМОБИЛЕЙ

Существующая сталь 19ХГС для лонжеронов рам грузовых автомобилей средней грузоподъемности не удовлетворяет предъявляемым требованиям к комплексу механических свойств. Особенно низок уровень ударной вязкости у этой стали.

Целью настоящей работы являлось создание новой лонжеронной стали, обладающей высоким уровнем механических и технологических свойств при невысокой стоимости. Оптимальным путем для достижения этой цели является микролегирование.

Состав сталей для тяжело нагруженных транспортных сварных конструкций обычно сохраняется в постоянных пределах (% по массе): углерода — 0,15–0,25 ; марганца — 1,0–1,7; кремния — 0,35–0,70 [1,2]. Поэтому в качестве основы для микролегирования была взята сталь 18Г2С. При получении опытных марок сталей использовались микродобавки ванадия, бора, кальция и церия.

Ванадий является мощным карбидообразователем и в то же время он дешевле циркония и ниобия. При обработке давлением ванадий оказывается в твердом растворе, не меняя своего состояния и при закалке стали.

Бор наиболее эффективно влияет на прокаливаемость стали, особенно с низким содержанием углерода. Оптимальная величина добавки бора, во избежание большого угара и образования боридов, — около 0,006 %.

Влияние кальция связано с изменением характера распределения неметаллических включений: мелкие строчечные включения превращаются в крупные глобулярные. Вместе с тем кальций является энергичным десульфуратором.

Благоприятное влияние церия связано с измельчением исходного зерна литой стали, снижением роста зерна при нагреве под прокатку (ковку) и закалку, улучшением качества стали по неметаллическим включениям.

Опытные плавки сталей производились в высокочастотной печи на основе стали Ст.3. Всего исследовалось 8 экспериментальных сталей, в которых варьировалось содержание кальция (0,0003–0,0036 %), церия (0,039–0,056 %), ванадия (0,01–0,1 %) и бора (0,006–0,04 %). Концентрация вредных примесей была весьма низкой: фосфора — менее 0,04 %, а серы — 0,03 %.

Слитки опытных сталей после отрезки прибыльной части имели следующие размеры: диаметр 150, а высота 350 мм. Последующая обработка заключалась в ковке-вытяжке слитков в квадрат 15 x 15 мм (ударные образцы) или пруток диаметром 15 мм (разрывные образцы). Послековки образцы подвергались нормализации с целью перекристаллизации и измельчения зерна (двухчасовая выдержка при 900 °С).

Для выбора оптимального варианта термической обработки экспериментальной стали было исследовано пять различных режимов (табл. 1).

После термической обработки образцы шлифовались, а затем подвергались механическим испытаниям.

Т а б л и ц а 1. Режимы термической обработки сталей

Вид термообработки	Температура, °С	Время, мин
Нормализация	900	25
Нормализация	930	25
Закалка в воде + отпуск	930/200	25/60
Закалка в воде + отпуск	930/400	25/60
Закалка в воде + отпуск	930/600	25/60

Т а б л и ц а 2. Механические свойства после термообработки

Номер варианта	Легирование	Термообработка	Механические характеристики			
			$\sigma_{\text{н}}$ , кДж/м <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
1	Са + В + V	Нормализация, 900°С	$1,01 \cdot 10^3$	990	18,4	39,2
2	Са + В + V	Закалка + отпуск 200 °С	$1,28 \cdot 10^3$	1500	14,0	56,0
3	Са + Се + В + V	Закалка + отпуск 600 °С	$1,05 \cdot 10^3$	1019	17,6	55,1

Испытания на статическое растяжение проводились на разрывной машине механического типа с маятниковым силоизмерителем усилием 10 т. Образцы для испытаний изготавливались диаметром 5 мм с рабочей длиной 50 мм (ГОСТ 1497–73).

Испытания на ударный изгиб осуществлялись на копре МК-30А. Образцы для испытания на ударную вязкость изготавливались квадратного сечения с глубиной надреза 2 мм (тип I, ГОСТ 9454–78).

Для каждого из пяти вариантов термической обработки и восьми плавок сталей изготавливалось по пять образцов. Приведенные данные по механическим свойствам являются средними для пяти измерений на каждый вариант.

Анализ данных, полученных в результате механических испытаний исследуемых сталей, позволил выбрать ряд оптимальных вариантов микролегирования и термообработки в зависимости от требований, предъявляемых к конструкции (табл. 2).

Полученные механические характеристики существенно превосходят аналогичные показатели стали 19ХГС. Оптимальный вариант (вариант 3, табл. 2) имеет показатели прочности на 27 %, пластичности на 47 и 22 %, а ударной вязкости на 50 % выше, чем у серийной стали [1,2].

На основании анализа результатов механических испытаний можно дать следующие рекомендации по применению исследуемых сталей.

1. Если по технологии закалка оказывается невозможной и необходимо ограничиться нормализацией, то оптимальны свойства стали, микролегированной сочетанием Са + В + V (вариант 1, табл. 2).

2. Если технология допускает термическое улучшение конструкции, то сложнелегированная сталь (вариант 3, табл. 2) наиболее оптимальна.

3. Закалка с низким отпуском обеспечивает одновременное получение наиболее высоких механических свойств. Оптимально микролегирование сочетанием Са + В + V (вариант 2, табл. 2) [3]. Кроме того, в этом случае устра-

няется опасность подкаливания шва и зоны термического влияния при сварке конструкции.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Г л а д ш т е й н Л.И., Л и т в и н е н к о Д.А. Высокопрочная строительная сталь. – М.: Металлургия, 1972. – 241 с. 2. Марочник стали для машиностроения. 2-е изд., перераб. – М.: Металлургиздат, 1969. – 310 с. 3. А. с. 901334 (СССР). Конструкционная сталь/Л.С. Ляхович, Л.А. Бондарь, Г.Г. Паничи др. – Оpubл. в Б.И., 1982, № 4.

## СОДЕРЖАНИЕ

### Раздел I. Обработка металлов давлением

Степаненко А.В., Сычев Е.Г., Бельский А.Т. О влиянии геометрических параметров волочильного инструмента на процесс формирования покрытия . . . . .	3
Добровольский И.Г., Мозальков В.И. Особенности кинематики ротационной обработки шариковыми головками внутренних поверхностей . . . . .	6
Добровольский И.Г., Шаповалов В.И. Устройство для исправления исходной разностенности при ротационной вытяжке с утонением . . . . .	9
Сычев Н.Г., Безверхий М.С. Получение высокоточных лент на двухвалковом стане . . . . .	12
Ложечников Е.Б., Кардович Н.Б. О влиянии погрешности изготовления валков на точность порошкового проката по длине . . . . .	15
Варавин В.А., Веркеев С.А., Любимов В.И. Комбинированная вытяжка листовых металлов с наложением ультразвуковых колебаний на матрицу . . . . .	17
Исавич Л.А., Петрулин Е.К., Жилкин С.В. Формование кольцеобразных элементов радиальным уплотнением порошковых смесей $Cu-Al-Zn$ . . . . .	20
Дьяконов О.М. Эффективная энергия удара при высокоскоростном выдавливании полостей . . . . .	22
Беляев В.И., Ковалевский В.Н., Сенченко Г.М. Расчет на прочность слоистой цилиндрической оболочки . . . . .	24
Ковалевский В.Н., Алексеев Ю.Г. Влияние термоциклических нагрузжений на механические свойства композиции 38ХНЗМФА – кобальтовый сплав . . . . .	25
Калиновская Т.В., Дмитриевич Д.И., Масаковская А.С. Напряженное состояние при срезе модели шероховатости контакта . . . . .	27

### Раздел II. Литейное производство

Кучерявый А.Г. Взаимодействие свойств отливки и литейной формы . . . . .	30
Комаров О.С., Тульнев В.Д., Гарбуз С.В. Зависимость износостойкости ИХЧ28Н2 от макроструктуры отливок . . . . .	31
Кравченко Е.В., Василенко А.А., Никифоров А.А. Исследование теплового режима чугунных кокилей с теплоизоляционными покрытиями . . . . .	33
Гурвич Э.А., Есьман Р.И., Антонов В.А., Матюш Е.С. Решение задачи нестационарной теплопроводности для процесса литья в металлической форме . . . . .	35
Жвавы Н.П., Жмакин Н.П., Кравченко Е.В. Исследование влияния модифицирующих добавок на свойства тонкостенных чугунных отливок и стойкость эмалевого покрытия . . . . .	38
Гурвич Э.А., Жвавы Н.П. Влияние технологических факторов на глубину поверхностного отбела чугунной отливки при литье в кокиль . . . . .	40
Михальцов А.М., Бахмат В.А., Алешко В.А., Жданович А.Г. Влияние особенностей процесса литья под давлением на образование пористости в отливках . . . . .	41
Михайловский В.М., Королев В.М., Дорожко И.В., Воробей М.И. Влияние магния, церия и иттрия на хладостойкость высокопрочного чугуна . . . . .	43
Земсков И.В., Демченко Е.Б., Гаранин Г.А. Тепловой режим кристаллизатора при вертикальном непрерывном литье . . . . .	45
Тотов В.И. Пути совершенствования процесса горизонтального непрерывного литья . . . . .	48
Столярова Г.И., Гринберг В.А., Крутилин А.Н. Вертикальное непрерывное литье с использованием разрушаемых стержней . . . . .	50
Белый О.А., Королев В.М., Лекакс С.Н. Исследование процесса плавки брикетированных металлизированных окатышей в вагранке . . . . .	52
Свидунович Н.А. Расчет времени нагрева порошковых материалов в плазменной струе . . . . .	54
Худокормов Д.Н., Дорожко С.В., Дорожко И.В. Влияние температуры перегрева и времени выдержки на изменение вязкости и жидкотекучести высокоуглеродистых сплавов железа . . . . .	60

К о в а л е в П.П., Д м и т р о в и ч А.М. Исследование углеродистых образований при термодеструкции жидких противопригарных добавок . . . . .	62
Ш и т о в Е.И., С л у ц к и й А.Г., В а с и л е н к о В.П. Исследование эксплуатационных свойств экономнолегированных серых чугунов . . . . .	64
С и т к е в и ч М.В., З а я ц С.Л. Исследование закономерностей диффузионного силицирования с помощью образцов . . . . .	67
Т р а й м а к Н.С., Б е л ь с к и й Е.И., С т а с ю л е в и ч В.А. Модифицированные литые штамповые стали. . . . .	69
Т р а й м а к Н.С., С т а с ю л е в и ч В.А., Л и х а ч е в С.А. Влияние технологических факторов на свойства литых биметаллических материалов . . . . .	71
К у р и л и н а М.И., Е с е п к и н В.А., Д е р я б и н а А.А. Некоторые особенности получения суспензий для единичных формовочных смесей . . . . .	74
К у к у й Д.М., М ы л ь н и к о в а Н.Д., Ш е в ч у к В.В., Д з е н д р о в с к а я Т.В. Исследование модифицирования водных растворов силикатов натрия неорганическими материалами . . . . .	76
К у к у й Д.М., О д и н о ч к о В.Ф., У м а н с к а я В.М. Исследование технологических свойств жидкостекольных смесей на основе регенерированных песков . . . . .	78
Ч а у с А.С., С о б о л е в В.Ф., Д у б к о А.П., О л е й н и к о в М.Н. Некоторые особенности износа и стойкость инструмента из литой и деформированной быстрорежущей стали Р6М5 . . . . .	80
С о б о л е в В.Ф., Ч а у с А.С., Р у д н и ц к и й Ф.И. Исследование прочностных свойств литых быстрорежущих сталей . . . . .	82
П о т а п н е в И.А., Д м и т р о в и ч А.М. Применение конусных фурм для интенсификации ваграночной плавки. . . . .	84

### Раздел III . Металловедение и термическая обработка металлов

Л я х о в и ч Л.С., К у х а р е в Б.С., К о ф а н о в а И.А. Жаростойкость углеродистой стали с диффузионным покрытием на основе системы Al-Si . . . . .	87
Х и н а Б.Б., Л е в ч е н к о Г.М., Н и к о н ч и к А.В. Исследование взаимной диффузии в многофазных системах с помощью ЭВМ . . . . .	88
П р о т а с е в и ч Г.Ф., Ч е л ь ц о в В.Я., Б а р а б а с ь В.А., Б а р а б а с ь Е.Х. Жидкостное борирование чугунов . . . . .	90
К у х а р е в Б.С., В о р о н ь и н Л.Г., В а ш е в С.Е. Однофазное борирование сталей в порошковых средах . . . . .	92
К у х а р е в а Н.Г., К а з а к В.В., С к а ч к о в а Е.О. Промышленные испытания и технология диффузионного цинкования деталей из алюминия и его сплавов . . . . .	94
К у х а р е в а Н.Г., И с л а м о в А.М. Исследование коррозионной стойкости хромированных углеродистых сталей. . . . .	95
С о к о л о в с к и й Е.И., Л я х о в и ч Л.С., Б о р и с е н о к Г.В. Износостойкие диффузионные слои на коррозионностойких сталях . . . . .	97
В а с и л ь е в Л.А., Б и о н ь ш е в И.Н., А н о с о в И.В. Излучательная способность силицидных покрытий на титановых сплавах . . . . .	99
П р о т а с е в и ч В.Ф. Использование метода "перевала" при решении задач химико-термической обработки . . . . .	101
З я б к и н Г.В. Химико-термическая обработка оловянистых и алюминиевых бронз. . . . .	103
П а н и ч Г.Г., Б о н д а р ь Л.А., Г л у с к и н О.Н. Новая сталь для лонжеронов автомобилей . . . . .	104

**МЕТАЛЛУРГИЯ**  
**Выпуск 18**

Зав.редакцией А.Я. Канторович  
Редактор Г.В. Вагабова  
Худож.редактор И.А. Демковский  
Техн.редактор Л.И. Жук  
Мл.редактор А.Я. Сыромятникова  
Корректоры И.И. Тарасик, З.Б. Звонарева  
График Н.В. Журавлева  
Оператор И.В. Скубий

ИБ № 1732

Подписано в печать 30.09.83 г. АТ 16188. Формат 60x90 1/16. Бумага офсет. Офсет. печать. Усл.печ.л. 7,5. Усл.-кр.-отт. 7,875. Уч.-издл. 8,73. Пресс Роман. Тираж 731 экз. Зак. 5334. Цена 1 р. 40 к.

Издательство "Высэйшая школа" Государственного комитета БССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. 220048. Минск, проспект Машерова, 11. Типография "Победа". Молодечно, ул. Тавлая, 11.  
Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве "Высэйшая школа".

## РЕФЕРАТЫ

УДК 621.762

Степаненко А.В., Сычев Е.Г., Бельский А.Т. О влиянии геометрических параметров волочильного инструмента на процесс формирования покрытия. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 3–6.

Показано, что с увеличением диаметра волокна, угла рабочего конуса волочильного инструмента, длины рабочего конуса волокна и диаметра проволоки происходит увеличение диаметра рабочего конуса волочильного инструмента. Наибольшее влияние оказывает изменение угла рабочего конуса волокна. Приведена зависимость для определения диаметра рабочего конуса волочильного инструмента. — Ил. 3.

УДК 621.983.44

Добровольский И.Г., Мозальков В.И. Особенности кинематики ротационной обработки шариковыми головками внутренних поверхностей. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 6–9.

На основании кинематического анализа возможных схем внутренней ротационной обработки дана их оценка с точки зрения зависимости скорости деформирования от угловой скорости элементов планетарных головок и продольных подач. — Ил. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.983.44

Добровольский И.Г., Шаповалов В.И. Устройство для исправления исходной разностенности при ротационной вытяжке с утонением. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 9–12.

Описана конструкция ротационной матрицы планетарного типа для исправления технологической разностенности исходных заготовок при получении тонкостенных труб. Представленное решение отличается улучшенной кинематикой вращающихся элементов. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.771.237

Сычев Н.Г., Безверхий М.С. Получение высокоточных лент на двухвалковом стане. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 12–15.

Указано, что одним из основных показателей листовой продукции является точность геометрических размеров.

Выяснено, что наиболее существенной при прокатке лент является продольная разнотолщинность. Изучены причины получения продольной разнотолщинности.

Приводится исследование возможных способов устранения наследственной разнотолщинности и биения валков. — Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.762.04

Ложечников Е.Б., Кардович Н.Б. О влиянии погрешности изготовления валков на точность порошкового проката по длине. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 15–17.

Совместным решением структурной формулы толщины проката, гиперболической зависимости толщины от плотности порошкового проката и формулы давления прессования, выраженных в дифференциальной форме, получена аналитическая зависимость изменения толщины проката от биения бочки валков. — Библиогр. 4.

УДК 621.983

В а р а в и н В.А., В е р к е е в С.А., Л ю б и м о в В.И. Комбинированная вытяжка листовых металлов с наложением ультразвуковых колебаний на матрицу. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 17 – 20.

Рассмотрена возможность оптимизации контактных условий трения в процессе комбинированной вытяжки на основе применения радиальных ультразвуковых колебаний. – *Ил. 3. Библиогр. 3.*

УДК 621.762.4.001

И с а е в и ч Л.А., П е т р у л и н Е.К., Ж и л к и н С.В. Формование кольцеобразных элементов радиальным уплотнением порошковых смесей Cu–Al–Zn. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 20 – 22.

Описано моделирование процесса радиального уплотнения порошка при формовании кольцеобразных таблеток. Приведены режимы спекания и результаты механических испытаний полученных изделий. – *Ил. 2. Библиогр. 1.*

УДК 531.781.2

Д ь я к о н о в О.М. Эффективная энергия удара при высокоскоростном выдавливании полостей. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 22 – 24.

Предложена методика расчета эффективной энергии удара при высокоскоростном закрытом выдавливании полостей. Расчет производится по заданной глубине полости с учетом начальных и граничных условий выдавливания. – *Ил. 1. Библиогр. 2.*

УДК 621.791.044

Б е л я е в В.И., К о в а л е в с к и й В.Н., С е н ч е н к о Г.М. Расчет на прочность слоистой цилиндрической оболочки. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 24 – 25.

Представлен расчет на прочность слоистых трубных заготовок, полученных сваркой взрывом. Исходной предпосылкой расчета принята гипотеза недеформируемых нормалей, по которой цилиндрическая оболочка после деформации остается телом вращения. Решая систему четырех линейных уравнений, определяются нормальные напряжения, возникающие в каждом слое оболочки. – *Библиогр. 1.*

УДК 621.791.044

К о в а л е в с к и й В.Н., А л е к с е е в Ю.Г. Влияние термоциклических нагрузжений на механические свойства композиции 38ХНЗМФА – кобальтовый сплав. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 25 – 27.

Рассмотрены вопросы воздействия термоциклического нагружения на механические свойства и прочность соединения композиции 38ХНЗМФА – кобальтовый сплав, полученной сваркой взрывом. Разработана автоматическая установка для термоциклических испытаний слоистого материала в экстремальных условиях (высокоскоростной односторонний нагрев и охлаждение композиции). – *Ил. 2.*

УДК 621.891

К а л и н о в с к а я Т.В., Д м и т р о в и ч Д.И., М а с а к о в с к а я А.С. Напряженное состояние при срезе модели шероховатости контакта. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 27 – 29.

Приведены результаты исследования закономерностей напряженно-деформированного состояния элементов шероховатости (гребешков) при приложении к ним сдвиговой и нормальной нагрузок. Изучение указанных закономерностей проводилось аналитически с привлечением теории линий скольжения и переходных областей, а также экспериментально методом муара. – Ил. 2. Библиогр. 1.

УДК 621.746.6

К у ч е р я в ы й А.Г. Взаимодействие свойств отливки и литейной формы. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 30–31.

Определено, что правило аддитивности не дает желаемой точности по расчету коэффициента тепловой активности материала литейной формы. Для материалов литейных форм и стержневых смесей, состоящих из нескольких компонентов, требуются специальные методы определения коэффициента тепловой активности. – Библиогр. 1.

УДК 669.14.018.025

К о м а р о в О.С., Т у л ь е в В.Д., Г а р б у з С.В. Зависимость износостойкости ИХЧ28Н2 от макроструктуры отливок. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 31–32.

Рассмотрено влияние различных микродобавок на величину зоны транскристаллизации. Показано изменение износостойкости образцов из хромистого чугуна с экзогенной и эндогенной макроструктурой. – Табл. 1.

УДК 621.74.043

К р а в ч е н к о Е.В., В а с и л е н к о А.А., Н и к и ф о р о в А.А. Исследование теплового режима чугунных кокилей с теплоизоляционными покрытиями. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 33–34.

Представлены результаты экспериментального исследования теплового режима кокиля при различных теплоизоляционных покрытиях.

Полученные данные позволяют судить о преимуществах использования алитированных охлаждаемых чугунных кокилей. – Ил. 1.

УДК 621.74.001.24 (087)

Решение задачи нестационарной теплопроводности для процесса литья в металлические формы/Э.А.Гурвич, Р.И. Есьман, В.А. Антонов, Е.С. Матюш. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 35–38.

Решена задача нестационарной теплопроводности и термоупругости для процесса формирования отливки в металлической форме. На основании полученного решения построена практическая номограмма для определения оптимальных параметров процесса. – Ил. 2. Библиогр. 3.

УДК 621.746 + 621.745

Ж в а в ы й Н.П., Ж м а к и н Н.П., К р а в ч е н к о Е.В. Исследование влияния модифицирующих добавок на свойства тонкостенных чугунных отливок и стойкость эмалевого покрытия. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 38–39.

Приведены экспериментальные данные по влиянию силикомишметалла, силикокальция и комбинированных модификаторов с добавлением феррохрома и феррованадия на стойкость эмалевого покрытия на тонкостенных чугунных отливках, полученных литьем в кокиль. Рекомендованы оптимальные составы модификаторов для получения отливок без отбела. – Ил. 1.

УДК 621.746

Г у р в и ч Э.А., Ж в а в ы й Н.П. Влияние технологических факторов на глубину поверхностного отбела чугунной отливки при литье в кокиль. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 40–41.

Исследовано влияние начальной температуры металлической формы и термоизоляционного покрытия на глубину поверхностного отбела чугунных отливок при литье в кокиль. Показано, что для каждого сочетания толщины отливки и формы существует определенная начальная температура, при которой отбел чугунной отливки максимальный. – *Ил. 1.*

УДК 621.74.043:621.892

Влияние особенностей процесса литья под давлением на образование пористости в отливках/А.М. Михальцов, В.А. Бахмат, В.А. Алешко, А.Г. Жданович. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 41–43.

Исследовано влияние толщины стенки отливки, скорости прессования, характера заполнения и условий вентиляции на образование пористости в отливках. Установлено, что наиболее сильное влияние на образование пористости при литье под давлением оказывает скорость прессования. – *Ил. 1.*

УДК 621.745.55:669.131.6

Влияние магния, церия и иттрия на хладостойкость высокопрочного чугуна/В.М. Михайловский, В.М. Королев, И.В. Дорожко, М.И. Воробей. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 43–45.

Исследовалось влияние микродобавок магния, церия и иттрия на хладостойкость высокопрочного чугуна, выплавленного из металлизированных железорудных окатышей.

Установлено положительное влияние использования качественных шихтовых материалов и эффективных способов глобуляризации графита на ударную вязкость высокопрочного чугуна при низких температурах. – *Ил. 1. Библиогр. 2.*

УДК 621.746.6

З е м с к о в И.В., Д е м ч е н к о Е.Б., Г а р а н и н Г.А. Тепловой режим кристаллизатора при вертикальном непрерывном литье. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 45–47.

Исследован тепловой режим водоохлаждаемого кристаллизатора с медной рабочей втулкой в условиях вертикального непрерывного литья заготовок гильз цилиндров из чугуна СЧ 20 при циклических режимах извлечения и различных температурах заливки металла. – *Ил. 2.*

УДК 621.746

Т у т о в В.И. Пути совершенствования процесса горизонтального непрерывного литья. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 48–49.

Рассмотрены меры борьбы с нарушениями стабильности и поверхностным отбелом в процессе непрерывного горизонтального литья профильных чугунных заготовок. – *Библиогр. 2.*

УДК 621.746.6

С т о л я р о в а Г.И., Г р и н б е р г В.А., К р у т и л и н А.Н. Вертикальное непрерывное литье с использованием разрушаемых стержней. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 50–51.

Рассмотрен процесс формирования полой заготовки при вертикальном непрерывном литье с использованием разрушаемых стержней. На основании экспериментальных данных приведены практические рекомендации по выбору технологических параметров. — Ил. 2.

УДК 621.745.34

Белый О.А., Королев В.М., Лекаx С.Н. Исследование процесса плавки брикетированных металлизированных окатышей в вагранке. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 52–54.

Исследовано поведение брикетированных металлизированных окатышей в шахте вагранки и разработан технологический процесс плавки чугуна, обеспечивающий восстановление значительной части остаточных окислов железа. Применение брикетированных металлизированных окатышей наиболее целесообразно при выплавке качественных ковких и высокопрочных чугунов с минимальным содержанием серы. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.365.62

Свидунович Н.А. Расчет времени нагрева порошковых материалов в плазменной струе. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 54–60.

Процесс нагрева порошковых материалов в плазменной струе рассмотрен по стадиям: нагрев, плавление и испарение. В результате этого с учетом критерия конфигурации частицы удалось получить формулы для инженерных расчетов различных процессов, в которых используется нагрев добавок в плазменной струе. — Ил. 3. Библиогр. 3.

УДК 621.746:620.192.47

Худокормов Д.Н., Дорожко С.В., Дорожко И.В. Влияние температуры перегрева и времени выдержки на изменение вязкости и жидкотекучести высокоуглеродистых сплавов железа. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 60–61.

Исследовано влияние изотермической выдержки на изменение жидкотекучести и кинематической вязкости высокоуглеродистых сплавов железа. Установлено, что в первоначальный после расплавления момент времени максимальной жидкотекучестью и минимальной вязкостью обладает сплав с углеродным эквивалентом 4,7 %. После длительной выдержки максимальной жидкотекучестью и минимальной вязкостью обладает чугун эвтектического состава. Результаты объясняются с позиции микронеоднородного строения жидкого чугуна. — Библиогр. 4.

УДК 621.744.079

Ковалев П.П., Дмитриевич А.М. Исследование углеродистых образований при термодеструкции жидких противопригарных добавок. — *Металлургия*, 1983, вып. 18, с. 62–64.

Определено влияние различных видов углеродистых образований, полученных при термодеструкции жидких углеводородов, на качество поверхности отливок. Приведена методика и устройство для количественного определения выхода углеродистых образований. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 669.14.018.292

Шитов Е.И., Слуцкий А.Г., Василенко В.П. Исследование эксплуатационных свойств экономнолегированных серых чугунов. — *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 64–66.

Приведены результаты исследований износостойкости и термостойкости низколегированного серого чугуна, содержащего в своем составе хром, никель, ванадий.

Установлено, что наибольшей износостойкостью обладает чугу́н с содержанием ванадия 0,26–0,34 %, при этом повышается его термостойкость. – Ил. 2. Табл. 3. Библиогр. 2.

УДК 621.793.6

С и т к е в и ч М.В., З а я ц С.Л. Исследование закономерностей диффузионного силицирования с помощью обзаок. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 67–69.

Приведены данные по разработке оптимальных составов обзаок для диффузионно-го силицирования. Показано, что в результате насыщения в обзаках на основе карбида кремния, фтористого натрия и железной окалины формируются силицированные слои, состоящие из  $\alpha$ - и  $\alpha'$ -фаз. – Ил. 1.

УДК 621.74:669.14.018

Т р а й м а к Н.С., Б е л ь с к и й Е.И., С т а с ю л е в и ч В.А. Модифицированные литые штамповые стали. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 69–71.

Изучено влияние добавок церия, кальция, никеля, алюминия, титана, ванадия, меди и бора на твердость, прочность и ударную вязкость литой штамповой стали 4X5MФС. Установлено благоприятное влияние 0,25 % FeCe, 0,5 % Ni, 0,1 % Ti и 0,3 % V на механические свойства литой стали. – Табл. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.74.046 (088.8)

Т р а й м а к Н.С., С т а с ю л е в и ч В.А., Л и х а ч е в С.А. Влияние технологических факторов на свойства литых биметаллических материалов. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 71–73.

Исследовано влияние температур заливаемого металла и подогрева твердой основы, промежуточных покрытий, чистоты поверхности на качество сплавления слоев биметалла из кованой и литой сталей 40X–5XНМ. Показано, что промежуточные покрытия из меди и никеля увеличивают вязкость биметаллических материалов. – Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.742.4

К у р и л и н а М.И., Е с е п к и н В.А., Д е р я б и н а А.А. Некоторые особенности получения суспензий для единых формовочных смесей. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 74–76.

Исследованы некоторые особенности получения и технологические свойства глинисто-бентонитовых суспензий для ЕФС. Изучено влияние различных технологических добавок и электролитов-разжижителей на реологические свойства суспензий. Показаны условия тонкого диспергирования жидких и мацеобразных технологических добавок в суспензиях. Предложено в качестве разжижителей суспензий использовать растворы электролитов. – Табл. 1.

УДК 621.742.4

Исследование модифицирования водных растворов силикатов натрия неорганическими материалами/Д.М. Кукуй, Н.Д. Мыльникова, В.В. Шевчук, Т.В. Дзендровская. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 76–78.

Представлены результаты исследований по влиянию неорганических водонерастворимых добавок оксидов алюминия и кремния, пирофиллита, а также неорганических водорастворимых фосфорсодержащих добавок – тринатрий фосфата и триполифосфата

натрия на изменение свойств жидкостеклового связующего. Показано, что использование модифицированного жидкого стекла приводит к уменьшению работы, затрачиваемой на выбивку стержней из отливок. – Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.74

К у к у й Д.М., О д и н о ч к о В.Ф., У м а н с к а я В.М. Исследование технологических свойств жидкостекловоых смесей на основе регенерированных песков. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 78–80.

Приведены результаты исследований технологических свойств жидкостекловоых ПСС на основе регенерированных песков, полученных гидравлическим и электрогидравлическим методами. – Ил. 1.

УДК 621.9.02.002.3

Некоторые особенности износа и стойкость инструмента из литой и деформированной быстрорежущей стали Р6М5/А.С. Ч а у с, В.Ф. Соболев, А.П. Дубко, М.Н. Олейников. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 80–82.

Проведены стойкостные испытания резцов из литой и деформированной быстрорежущей сталей Р6М5. Изучена кинетика и установлены особенности износа инструмента. – Ил. 1. Табл. 1. Библиогр. 1.

УДК 669.14.018.252.3

С о б о л е в В.Ф., Ч а у с А.С., Р у д н и ц к и й Ф.И. Исследование прочностных свойств литых быстрорежущих сталей. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 82–84.

Исследованы структура и свойства литых модифицированных быстрорежущих сталей типа Р6М5К5 и установлена закономерность связи между параметрами структуры и механическими свойствами. – Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.745.34

П о т а п н е в И.А., Д м и т р о в и ч А.М. Применение конусных фурм для интенсификации ваграночной плавки. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 84–86.

Приведены экспериментальные данные по применению конусных фурм. Показано, что уменьшение относительного сечения фурм в оптимальных пределах приводит к повышению производительности ваграночной плавки и качества чугуновых отливок. – Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.785.539

Л я х о в и ч Л.С., К у х а р е в Б.С., К о ф а н о в а И.А. Жаростойкость углеродистой стали с диффузионным покрытием на основе системы Al–Si. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 87–88.

Представлены результаты исследования процесса формирования диффузионного покрытия на углеродистой стали и его жаростойкости. – Библиогр. 2.

УДК 536.219.3

Х и н а Б.Б., Л е в ч е н к о Г.М., Н и к о н ч и к А.В. Исследование взаимной диффузии в многофазных системах с помощью ЭВМ. – *Металлургия*, 1984, вып. 18, с. 88–90.

Описана модель роста фаз при взаимной диффузии в бинарной системе, в которой учитывается как диффузионный массоперенос, так и кинетика процессов на межфазных

границах. Показано, что в предельных случаях модель сводится к известным в литературе результатам. Проведен анализ результатов численных расчетов на ЭВМ второй краевой задачи для двухфазной системы. – Ил. 2. Библиогр. 4.

УДК 621.785.5:519.28

**Жидкостное борирование чугунов/Г.Ф. Протасевич, В.Я. Чельцов В.А. Барабась, Е.Х. Барабась. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 90–92.**

Рассмотрены вопросы жидкостного борирования чугунов (серого, ковкого и высокопрочного) перлитно-ферритного класса. Борирование проводили в расплаве буре и карбида бора в чистой буре с наложением тока электролиза.

Получено 6 моделей, описывающих формирование боридного слоя на всех разновидностях чугунов. Установлено, что под боридным слоем и в нем развивается процесс графитизации, который может быть использован для повышения износостойкости чугуна, но требует осторожности при выборе режимов борирования. В противном случае может происходить скалывание боридного слоя. – Табл. 1.

УДК 621.785.5

**Кухарев Б.С., Ворошнин Л.Г., Ващев С.Е. Однофазное борирование сталей в порошковых средах. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 92–94.**

Показана возможность получения однофазных боридных покрытий на сталях при насыщении в порошковых средах. Приведены сравнительные данные по микрохрупкости и коррозионной стойкости двух- и однофазных боридных слоев. – Табл. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.785.5

**Кухарева Н.Г., Казак В.В., Скачкова Е.О. Промышленные испытания и технология диффузионного цинкования деталей из алюминия и его сплавов. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 94–95.**

Приведены рекомендации по применению диффузионного цинкования деталей из алюминия и его сплавов в промышленных условиях, представлены результаты производственных испытаний.

УДК 621.785.5

**Кухарева Н.Г., Исламов А.М. Исследование коррозионной стойкости хромированных углеродистых сталей. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 95–97.**

Изложена методика исследования коррозионной стойкости хромированных углеродистых сталей, приведены результаты исследований. Показана возможность использования для кратковременной работы в неорганических кислотах хромированной стали У8 взамен Х18Н9Т. – Библиогр. 5.

УДК 621.785.53

**Соколовский Е.И., Ляхович Л.С., Борисенок Г.В. Износостойкие диффузионные слои на коррозионноустойчивых сталях. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 97–99.**

Изучено влияние процессов диффузионного хромирования, хромосилицирования, хромотитанирования, хромоникелирования, никельхромирования, хромомарганцирования и хромомеднения на износостойкость сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и сплава 06ХН28МДТ при сухом трении скольжения, трении качения и коррозионно-механическом изнашивании. – Ил. 2. Табл. 2.

УДК 621.785:536.3 (031)

В а с и л ь е в Л.А., Б у р н ы ш е в И.Н., А н о с о в И.В. Излучательная способность силицидных покрытий на титановых сплавах. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 99-101.

Исследована излучательная способность силицидных покрытий, полученных термомодифузионной обработкой в порошковой среде, титановых сплавов. – Библиогр. 2.

УДК 621.785.539

П р о т а с е в и ч В.Ф. Использование метода "перевала" при решении задач химико-термической обработки. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 101-102.

Рассмотрен один из методов математического планирования эксперимента – метод "перевала" при изучении влияния на формирование карбидных титанированных слоев на стали У8 семи технологических факторов. Показано, что при построении зеркальной матрицы парные взаимодействия взаимно гасятся и линейные эффекты остаются смешанными только с более слабыми взаимодействиями. В конечном результате увеличивается количество членов линейной модели.

УДК 621.785.5

З я б к и н Г.В. Химико-термическая обработка оловянистых и алюминиевых бронз. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 103.

Показана возможность интенсификации процессов ХТО бронз АЖМц 10-3-1,5, ОФ 10-10-1 и ОЦС 5-5-5 за счет введения в насыщающую среду меди и железа, меди и никеля. Приведены составы порошковых насыщающих сред. – Библиогр. 1.

УДК 669.14.018.298

П а н и ч Г.Г., Б о н д а р ь Л.А., Г л у с к и н О.Н. Новая сталь для лонжеронов автомобилей. – Металлургия, 1984, вып. 18, с. 104-106.

Приведены результаты разработки состава, оптимальной технологии термообработки и испытания свойств новой марки малоуглеродистой и низколегированной модифицированной стали для лонжеронов рамы грузовых автомобилей семейства МАЗ-500. Показана возможность значительного снижения веса рамы без ухудшения свойств. – Табл. 2. Библиогр. 3.