

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

**Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт**

РЕСПУБЛИКАНСКИЕ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЕ СБОРНИКИ

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 13

Июль-август 1979

669
М54

Главный редактор
кандидат технических наук В.С. Пашенко

Редакционный совет:

И.И.Гурдус, А.М.Дмитрович, Н.П.Жмакин, Е.Б.Ложечников, Л.С.Ляхович,
П.А.Пархутик, О.В.Роман, В.П.Северденко,
В.И.Харитонович, Д.Н.Худокормов

М $\frac{31000-055}{М304(05)-79}$ 82-79 © Издательство "Высшая
школа", 1979

К ПРОЦЕССУ НАГРЕВА УПРОЧНЯЮЩИХ ВОЛОКОН КОМПОЗИЦИОННОЙ ОТЛИВКИ

Процесс теплового взаимодействия составляющих композиционной отливки обычно протекает в условиях понижения температуры расплава матрицы и характеризуется главным образом температурным полем отливки. Рассмотрим основные закономерности изменения температурного поля системы волокна-матричный расплав. При этом будем считать, что распределение температуры по сечению отдельного волокна описывается параболой n -порядка [1], теплофизические коэффициенты компонентов отливки являются постоянными, а процесс нагрева упрочняющих элементов протекает в условиях плотного контакта поверхности волокон с расплавом матрицы, причем теплообмен с наружной стороны композиции отсутствует.

При решении задачи целесообразно расчлнить весь процесс на две стадии: первая - фронт прогрева не достиг центров волокон; вторая - температура волокон изменяется по всему их объему.

Дифференциальное уравнение теплового баланса, характеризующее начальную стадию прогрева, имеет вид

$$-dM'_M C'_M dT'_M = n \lambda'_V dF'_V N'_V \frac{T'_M - T_0}{x_{OV}} dt, \quad (1)$$

где M'_M и C'_M - масса и удельная теплоемкость матричного расплава композиционной отливки; T'_M - температура расплава; λ'_V - коэффициент теплопроводности материала волокон; F'_V и x_{OV} - площадь поверхности и глубина прогретого слоя волокна; N'_V - количество волокон в композиции; T_0 - начальная температура волокон; t - время.

Для решения уравнения (1) из него необходимо исключить одну из переменных. Используя соотношения, полученные в работе [1], находим

$$T'_M = T_0 + \frac{T_{\text{зал}} - T_0}{1 + \frac{2L}{n+1} \left(1 - \frac{\delta_V}{n+2}\right) \delta_V}, \quad (2)$$

где $L = \frac{V_B a'_M \lambda_B}{(1-\nu_B) a_B \lambda'_M}$; ν_B - относительное объемное содержание волокон в композиционной отливке; $a_B = \lambda_B / C_B \rho_B$ и $a'_M = \lambda'_M / C'_M \rho'_M$ - коэффициенты температуропроводности волокон и матрицы; λ'_M и ρ'_M - коэффициент теплопроводности и плотность матричного расплава; C_B и ρ_B - удельная теплоемкость и плотность материала волокон; $\delta_B = x_{OB} / x_B$ - относительная глубина прогретого слоя волокна; x_B - радиус волокна; $T_{зал}$ - температура заливаемого металла.

Подставив соответствующие значения T'_M и dT'_M в уравнение (1) и проинтегрировав его в пределах от t_0 до t и от 0 до x_{OB} , получаем зависимость глубины прогрева волокон от времени

$$\begin{aligned}
 Fo - Fo_{OB} = & \frac{n+2}{4nL} \left\{ \ln \left[1 + \frac{2L}{n+1} \left(1 - \frac{\delta_B}{n+2} \right) \delta_B \right] + \frac{4\delta_B}{n+2} - \right. \\
 & - \left. \left[1 + \frac{2(n+1)}{(n+2)L} \right]^{1/2} \ln \left\{ \frac{1 + \left[1 + \frac{2(n+1)}{(n+2)L} \right]^{1/2}}{1 - \left[1 + \frac{2(n+1)}{(n+2)L} \right]^{1/2}} \times \right. \right. \\
 & \left. \left. \times \frac{\left(1 - \frac{2\delta_B}{n+2} \right) - \left[1 + \frac{2(n+1)}{(n+2)L} \right]^{1/2}}{\left(1 - \frac{2\delta_B}{n+2} \right) \left[1 + \frac{2(n+1)}{(n+2)L} \right]^{1/2}} \right\} \right\}, \quad (3)
 \end{aligned}$$

$$\text{где } Fo = \frac{a_B t}{x_B^2}; \quad Fo_{OB} = \frac{a_B t_0}{x_B^2}.$$

Продолжительность прогрева упрочняющих волокон до центра $t_{ц}$ определяется из (3) при условии $x_{OB} = x_B$.

Начиная с момента $t \geq t_{\text{ц}}$ происходит нагревание всего объема волокон. Дифференциальные уравнения теплового баланса процесса

$$-dM_{\text{М}}' C_{\text{М}}' dT_{\text{М}}' = n \lambda_{\text{В}} dF_{\text{В}} N_{\text{В}} \frac{T_{\text{М}}' - T_{\text{Ц}}}{x_{\text{В}}} dt; \quad (4)$$

$$n \lambda_{\text{В}} dF_{\text{В}} N_{\text{В}} \frac{T_{\text{М}}' - T_{\text{Ц}}}{x_{\text{В}}} dt = dM_{\text{В}} C_{\text{В}} N_{\text{В}} (dT_{\text{М}}' + \frac{n}{2} dT_{\text{Ц}}), \quad (5)$$

где $M_{\text{В}}$ - масса волокна; $T_{\text{Ц}}$ - температура центра волокна.

Решение системы уравнений осуществляем с помощью преобразований Лапласа. Выразив (4) - (5) в изображениях и определив оригиналы функций по второй теореме разложения [2], находим зависимости температур расплава матрицы и центров волокон от времени:

$$T_{\text{М}}' = T_{\text{о}} + (T_{\text{зал}} - T_{\text{о}}) \left\{ \frac{n+2}{n+2(1+L)} e^{-2(n+2)(1+L)(F_{\text{о}} - F_{\text{о}}_{\text{ц}})} + \frac{1}{1+L} \left[1 + e^{-2(n+2)(1+L)(F_{\text{о}} - F_{\text{о}}_{\text{ц}})} \right] \right\}; \quad (6)$$

$$T_{\text{Ц}} = T_{\text{о}} + \frac{T_{\text{зал}} - T_{\text{о}}}{1+L} \left[1 + e^{-2(n+2)(1+L)(F_{\text{о}} - F_{\text{о}}_{\text{ц}})} \right], \quad (7)$$

где $F_{\text{о}}_{\text{ц}} = \frac{a t}{x_{\text{В}}^2}$.

Полученные соотношения позволяют определять температурное поле волокнистой композиционной отливки в любой момент времени в течение всего процесса прогрева упрочняющих волокон расплавом матричного материала.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.-Л., 1959. 2. Шостак Р.Я. Операционное исчисление. М., 1972.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

При очистке материалов от примесей иногда применяется зонная плавка, схема которой представлена на рис. 1, а. В графитовую или кварцевую лодочку 1, находящуюся в кварцевой трубе 2 установки, загружается исходная шихта. Шихта расплавляется на небольшом участке с помощью нагревателя сопротивления или высокочастотного индуктора 3, который медленно перемещается вдоль лодочки. Позади расплавленной зоны затвердевший металл оказывается более чистым, чем в самой зоне. Для лучшей очистки такие проходы повторяются несколько раз.

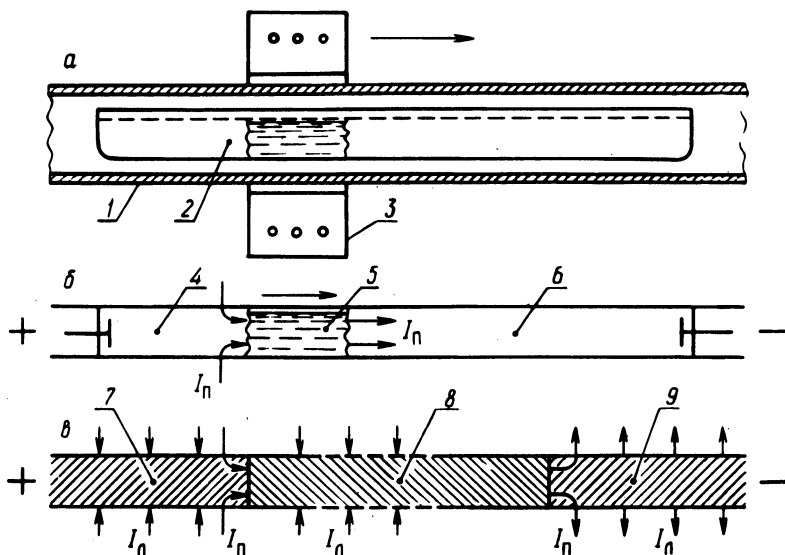


Рис. 1. Схемы, поясняющие различные методы зонной плавки.

Большой интерес представляет следующий вариант этого процесса: после расплавления начальной зоны вдоль лодочки пропускается постоянный электрический ток. Жидкий и твердый металлы обладают неодинаковыми термоэлектрическими свойствами, в результате на одной границе их контакта – на фронте плавления – выделяется тепло Пельтье I_n , а на второй границе – фронте затвердевания – поглощается (рис. 1, б). Благодаря

этому расплавленная зона поддерживается в жидком состоянии и перемещается вдоль лодочки без участия нагревателя.

Процесс зонной плавки по второму варианту существенно интенсифицируется, если помимо теплоты Пельтье используется также теплота линейного термоэлектрического эффекта. Известно, что поток тепла Пельтье в спае [1, 2]

$$I_{\Pi} = \Pi I_{\psi} \text{ Вт}, \quad (1)$$

где Π - коэффициент Пельтье, В; I_{ψ} - сила электрического тока, А. Поток тепла в линейном эффекте

$$I_{\text{л}} = V \Delta T I_{\psi}^3 \text{ Вт},$$

где V - коэффициент пропорциональности, В/(град·а²); ΔT - разность температур вдоль проводника, град.

Как видим, тепло Пельтье пропорционально силе тока в первой степени, а линейное тепло - в кубе. (Джоулевы потери пропорциональны квадрату силы тока). Это значит, что при достаточно больших силах тока линейный эффект начинает превалировать над эффектом Пельтье (и Джоуля). Нужные положительные и отрицательные разности температур ΔT вдоль твердых (4 и 6) и жидкого (5) участков проводника обеспечиваются благодаря постоянству температуры на фронтах плавления и затвердевания и наличию некоторого перегрева у жидкого металла и пониженной температуры у твердого на концах лодочки. В результате вдоль одной половины жидкой зоны линейная теплота поглощается, а вдоль другой - выделяется. То же самое происходит на твердых участках проводника 4 и 6.

Одновременно вдоль проводника возникает дополнительная линейная э.д.с. $\delta \varphi_{\text{л}}$, величина которой вычисляется по формуле (2).

Имеем

$$\delta \varphi_{\text{л}} = \frac{T_{\text{л}}}{I_{\psi}} = V \Delta T I_{\psi}^2, \text{ В}. \quad (3)$$

В общем случае эта э.д.с. может компенсировать и даже превысить джоулевы потери вдоль проводника за счет подводимой к лодочке теплоты в эффектах линейном и Пельтье. Более наглядно все это можно пояснить с помощью рис. 1, в, где отсутствует жидкая зона. Если в некоторый основной проводник 7 и 9 врезать один или несколько вспомогательных участков 8 из соответствующих других материалов, то при пропускании тока поглощаемая в первом спае теплота Пельтье пони-

зит его температуру и таким образом создаст нужную начальную разность температур ΔT . Вдоль участка 7 линейная теплота будет поглощаться, вдоль участка 8 — тоже, для чего материал 8 должен иметь противоположный по сравнению с основным материалом 7 и 9 знак коэффициента B (соответствующие экспериментальные значения коэффициента B и возникающих разностей температур и э.д.с. для различных материалов приведены в работах [1...3], например, основной проводник может быть изготовлен из меди или алюминия, а вспомогательный — из железа и т.д.). В результате участки 7 и 8 весьма существенно охладятся и при очень больших силах тока (порядка нескольких тысяч ампер) джоулевы потери окажутся скомпенсированными и даже превышенными. Эффект выделения тепла во втором спале и на участке 9 сравнительно невелик.

Помимо зонной плавки обсуждаемую схему можно применить, например, в линиях электропередачи с постоянным током, а также в охлаждающих, отопительных, нагревательных и других устройствах. Во всех случаях взаимное влияние потоков теплоты, электричества и массы основного металла и примесей рассчитывается по законам термодинамики необратимых процессов.

Интересно отметить, что при очень больших силах тока, порядка многих тысяч ампер, в обычной термоэлектрической паре возникает самоподдерживающийся процесс циркуляции электрического заряда и теплоты, причем необходимая разность температур между спаями автоматически устанавливается благодаря действию эффектов Пельтье и линейного термоэлектрического тока.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Кокиль. Минск, 1972. 2. Вейник А.И. Термодинамическая пара. Минск, 1973. 3. Вейник А.И., Марков Г.В. Комплексное определение термофизических свойств литейных металлов и сплавов. Настоящий сборник.

КОМПЛЕКСНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМОФИЗИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Термофизические свойства отливки и формы оказывают решающее влияние на процесс кристаллизации расплава и качество изделия. Знание этих свойств важно при теоретическом расчете технологии литья. Кроме того, термофизические и термоэлектрические характеристики отливки иногда представляют самостоятельный интерес, обеспечивая необходимые эксплуатационные свойства изделия. Известные экспериментальные методы позволяют определять термофизические свойства по отдельности, на различных установках и образцах, что вносит в расчет дополнительные погрешности. От этого недостатка свободен комплексный метод, дающий возможность одновременно находить все необходимые свойства на одном и том же образце.

Новый метод заключается в том, что середина испытуемого образца термостатируется в вакууме при одной температуре, а его концы — при другой. По образцу пропускается также электрический ток [1]. Измерение температурного и электрического полей контрольного участка образца при прямом и обратном направлениях тока позволяет найти коэффициент теплопроводности L_Q , интегральную излучательную способность ϵ , коэффициент Томсона σ , коэффициент линейного термоэлектрического эффекта B , а также удельную теплоемкость, электросопротивление, термоэлектродвижущую силу, коэффициент Пельтье и т.д.

Экспериментальная установка опробована на Армко-железе. На рис. 1 первые три коэффициента представлены в виде функции от средней температуры образца. Точки 1 соответствуют нашим экспериментальным данным, кривая а заимствована из работы [2], б — из [3], в — из [4] и г — из [1]. Как видим, наблюдается удовлетворительное согласование результатов различных авторов. Данные, представленные на рис. 2, подтверждают пропорциональность коэффициента Томсона квадрату силы тока, причем коэффициент пропорциональности, или коэффициент линейного термоэлектрического эффекта будет равен: $B = 64,3 \cdot 10^{-9} \text{ В}/(\text{К} \cdot \text{А}^2)$. На рис. 3 показаны зависимости измеренных разности температур δT_L между двумя ветвями образца и возникающей в линейном термоэлектричес-

ком эффекте э.д.с. $\delta\varphi_{\text{л}}$ в функции от силы тока, вторая зависимость также подчиняется закону параболы второго порядка. Данным рис. 1 соответствует разность температур на контрольном участке образца $\Delta T = 1,8 \text{ К}$ и $I_{\psi} = 10 \dots 15 \text{ А}$, дан-

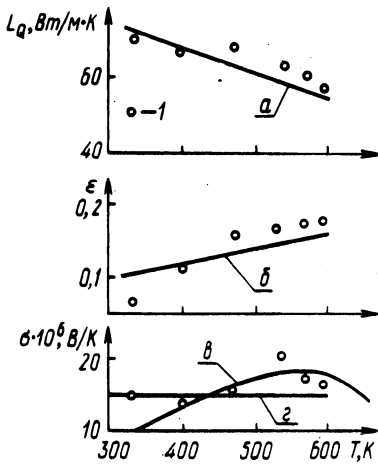


Рис. 1. Сравнение коэффициентов L_Q , ε и σ полученных на установке (экспериментальные точки) и заимствованных из литературных источников (кривые).

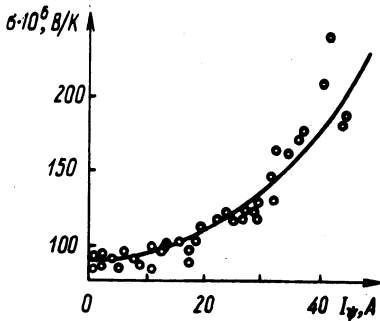


Рис. 2. Зависимость коэффициента σ от силы тока I_{ψ} .

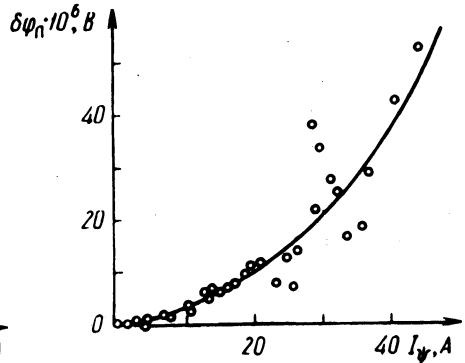
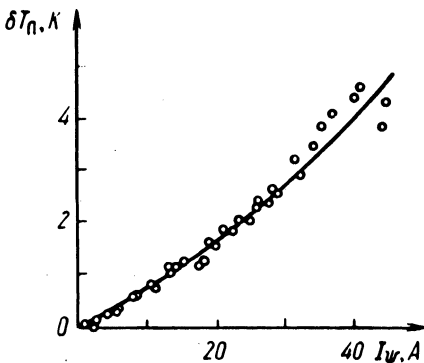


Рис. 3. Влияние силы тока на разность температур и э.д.с., возникающие в линейном термоэлектрическом эффекте.

ным рис. 2 и 3 - разность $\Delta T = 6,5$ К. Во всех случаях длина контрольного участка $\Delta x = 12$ мм, площадь поперечного сечения образца $F_{\text{сеч}} = 12,32$ мм².

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Термодинамическая пара. Минск, 1973.
2. Сергеев О.А., Чадович Г.З. Теплопроводность железа армко. Труды Метрологических институтов СССР, вып.115. М., 1974.
3. Излучательные свойства твердых материалов. Под ред. А.Е. Шейдлина. М., 1974.
4. Рудницкий А.А. Термоэлектрические свойства благородных металлов и их сплавов. М., 1956.

УДК 621.743.5

Л.Ш.Зарецкий, канд.техн.наук,
В.В.Иванов, В.Р.Ровкач, канд.техн.наук

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ МНОГОКРАТНОГО НАДУВА ПЕСЧАНЫХ ФОРМ И СТЕРЖНЕЙ

В Минском филиале НИИТавтопром разработан новый высокопроизводительный процесс многократного надува песчаных литейных форм и стержней и создаются пескодувные устройства, отличающиеся скорострельностью. Особенностью нового процесса является получение и выдув порций песчаной смеси определенной массы $m_{\text{п}}$. В связи с тем, что величина $m_{\text{п}}$ предопределяет плотность изготавливаемых изделий, были проведены экспериментальные исследования влияния некоторых факторов на массу порций.

В опытах использовали пескодувную головку с объемом резервуара 2 дм³, насадок объемом 100 см³, ресивер объемом 30 дм³ и клапан надува мембранного типа с отверстием диаметром 50 мм. Порции смеси выдували в полый цилиндр объемом 2 дм³ или 3,6 дм³. Диаметр вдувного отверстия насадка - 16 и 30 мм. Вдувная щель располагалась в нижней части резервуара над насадком. Использовали смесь со 100 вес.ч. песка КО16Б, 2 вес.ч. смолы КФ-107. Прочность смеси на сжатие - 0,04...0,05 кг/см².

При постепенном выдуве порций смеси из пескодувного резервуара определялась масса каждой порции.

В результате исследований было установлено, что при выхлопе сжатого воздуха через оснастку существенное влияние

на величину m оказывает диаметр вдувного отверстия насадка. Так, при увеличении этого диаметра с 16 до 30 мм средняя масса порции возросла с 83 г до 179 г. Одновременно уменьшилась стабильность порций — в конце серии наблюдаются одиночные порции, превышающие в 1,5–2,5 раза среднюю массу. Это объясняется тем, что часть смеси транспортируется сжатым воздухом в полость оснастки во время выхлопа. Если выхлоп осуществляется не через оснастку, то стабильность порций на протяжении всей серии сохраняется. Давление сжатого воздуха при надуве оказывает влияние на стабильность порций по массе только при выхлопе воздуха через оснастку. Понижение давления с 5 до 3 ати приводит к появлению больших порций в конце серии, масса которых иногда в 2...4 раза превосходит среднюю.

Одним из факторов, воздействующих на величину m , является вентиляция рабочей полости оснастки. Установлено, что нижняя вентиляция способствует увеличению массы порций на 10...30%. Наиболее заметный рост массы m наблюдается у первых порций и при объеме полости 2 дм³. В полостях большого объема — 3,6 дм³ вентиляция меньше сказывается на величине порций.

В результате экспериментов было установлено, что для выдува порции определенной массы целесообразно в зоне выдувания подготавливать эту порцию. На этом принципе и могут быть созданы высокоэффективные пескодувные устройства для осуществления многоимпульсного порционного надува сложных песчаных изделий, в том числе из маложивучих и малоподвижных быстротвердеющих смесей.

УДК 621.746.42

Л.Ш.Зарецкий, канд.техн.наук,
В.Р.Ровкач, канд.техн. наук

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА И ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИТЬЯ ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ ИЗ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ (ЧШГ)

В работе представлены результаты исследований, направленных на разработку экономичных бесприбыльных литниковых систем для изготовления поршневых колец из ЧШГ.

Отливали компрессионные кольца двигателя КАМАЗ из чугуна, содержащего 3,5...3,7%С; 3,0...3,2%Si; 0,49...0,51%Mn; 0,10...0,12%P, 0,008%S ; 0,25...0,30%Ni; 0,8...1,0%Cu; 0,025...0,030%Mg^{ост.}

Жидкий металл ^{ост.}приготавливали из рафинированного чугуна в индукционной высококачественной печи с кислот футеровкой емкостью 60 кг. Расплав модифицировали в печи никель-магний-цериевой лигатурой, содержавшей 10...12%Mg. Для вторичного модифицирования при заливке металла в ковш под струю вводили 75%-ный ферросилиций в количестве 1,2% от массы расплава. Температура заливки металла - 1400...1450^oС, время заливки формы 3...4 с.

Эксперименты проводили на формах с 15...30 соосно расположенными горизонтальными или вертикальными полостями для колец. Опробованы литниковые системы с одним и двумя стояками и индивидуальными питателями, с кольцевым или несколькими щелевыми вертикальными питателями, расположенными по окружности. В случае вертикальных полостей металл подавали из общего литникового хода через индивидуальные питатели в верхнюю, среднюю или нижнюю часть полости.

В результате экспериментов было установлено, что на образование усадочной рыхлоты решающее влияние оказывает равномерность и одновременность поступления металла по периметру каждого кольца. С увеличением количества питателей к кольцу размеры зон отливок, пораженных рыхлотами, уменьшаются, а при наличии шести вертикальных питателей шириной 12...20 мм и толщиной 1...3 мм усадочные дефекты в виде сосредоточенных раковин наблюдались только непосредственно в питателях верхних отливок. Наиболее плотные отливки были получены при использовании кольцевых питателей, обеспечивающих равномерное поступление металла в полость колец. Оптимальная толщина таких питателей составляет 1,8...2,5 мм.

Благодаря равномерному поступлению металла в полость каждого кольца достигаются более однородные структура и твердость в пределах одного кольца (в большинстве случаев колебания твердости не превышали 3 единицы HRB, а в ряде случаев составляли 0,5-1,5 единицы), полностью отвечающие требованиям заводских ТУ.

Опытные заливки колец по новой технологии, проведенные на Ярославском моторном заводе, показали, что по сравнению с маслотно-графитным способом литья обеспечивается измельчение включений графита, что положительно сказывается на качестве хромирования колец.

Разработанные для колец бесприбыльные системы позволяют в 2...3 раза сократить расход металла на литники, увеличить выход годного и повысить в 1,5 раза коэффициент использования металла. Бесприбыльные литниковые системы дают возможность существенно изменить технологию литья поршневых колец: отказаться от традиционной стопочной формы и применить более компактные единые формы с многоярусным расположением полостей для колец.

УДК 621.365:537.533

В.Н.Алехнович

УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОННОЙ ПЛАВКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛЬНОГО ИЗДЕЛИЯ *

Для изучения процессов плавки металла в вакууме электронным пучком, удаления неметаллических включений из расплава, выбора оптимальных режимов обработки изделия с целью повышения его механических свойств и т.д. была изготовлена специальная установка мощностью 20 квт (рис. 1).

Плавильная камера 1 размерами 400x400x400 мм имеет смотровое окно на уровне расплавленного металла, а также 10 высоковольтных и 60 низковольтных вакуумных электрических вводов. В нижней части камеры установлен медный водоохлаждаемый кристаллизатор 2. Для предотвращения пробоя в катодно-анодном пространстве при пиковых газовыделениях камера пушки имеет самостоятельную откачивающую систему. Плавильная камера соединена с камерой пушки 4 лучепроводом 3 с вакуумным затвором.

В установке использована аксиально-симметричная пушка Пирса 5 с прямым накалом. Анод пушки водоохлаждаемый. Конструкция пушки позволяет юстировать и изменять междуэлектродные расстояния в процессе работы установки с помощью подвижных соединений. В нижней части лучепровода располагается вторая фокусирующая катушка и система двух попарно-перпендикулярных отклоняющих катушек 6.

Разряжение воздуха в плавильной камере, лучепроводе и камере пушки достигается применением агрегатов ВА-5-4пр 7,

* Работа выполнена под руководством член.-кор. АН БССР А.И.Вейника.

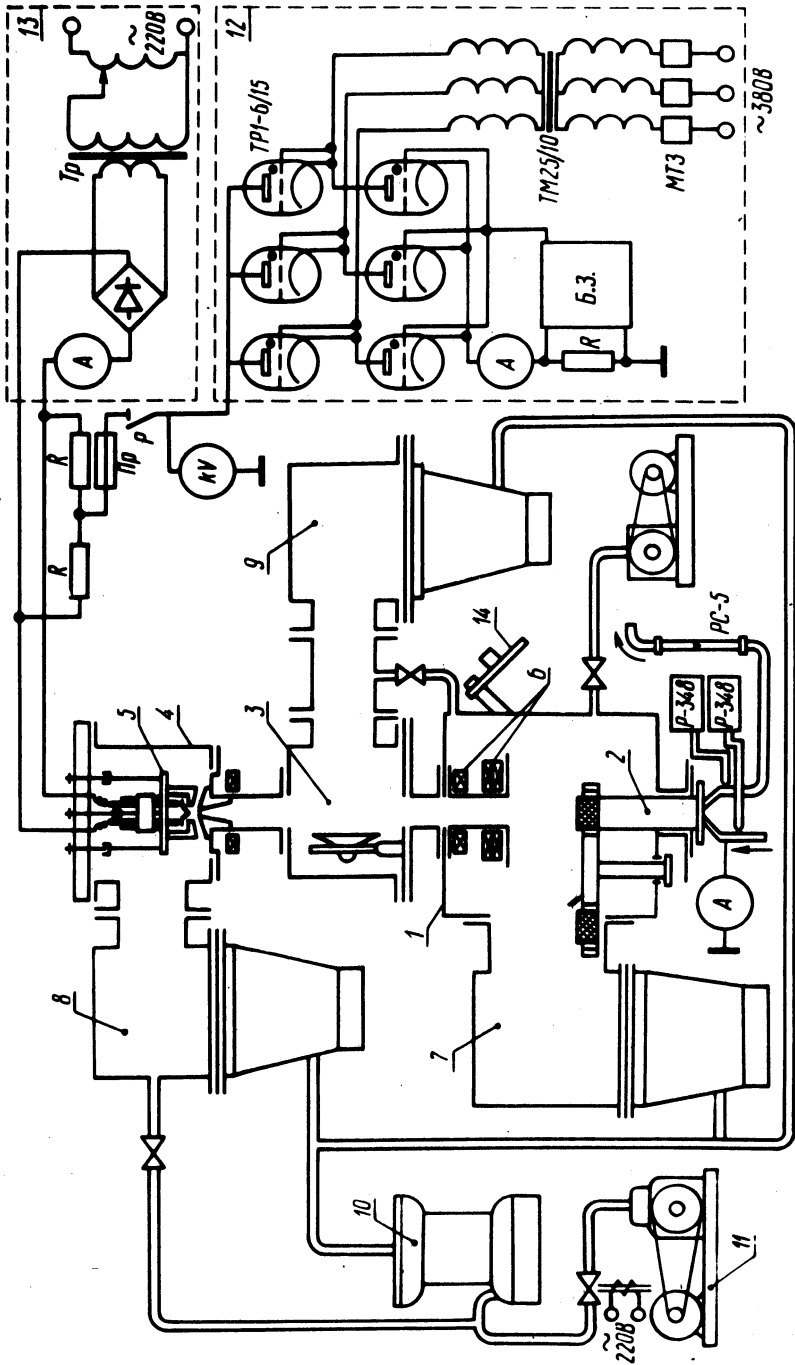


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для исследования процессов электронной плавки поверхности стального изделия.

ВА-2-3пр 8, ВА-0,5-4пр 9. Для предотвращения снижения скорости откачки при внезапных газовыделениях из расплава между диффузионными и механическим насосом ВН-1МГ 11 последовательно стоит бустерный насос ВН-3 10.

Для питания электронной пушки используется специально сконструированный блок 12, 13, собранный на базе трехфазного трансформатора ТМ25/10. Для защиты блока от коротких замыканий, происходящих при пробое промежутка между электродами пушки во время понижения давления в плавильной камере, в схеме предусмотрена тройная защита с действием на отключение: максимальная токовая защита по низкой стороне; защита плавкими вставками, быстродействующая защита по высокой стороне.

Температура регистрируется пирометром ЭОП-66 через смотровое окно, расположенное сбоку под углом 45° к расплаву. Защита окна от запыления осуществляется стробоскопическим устройством 14, в котором диск с двумя прорезями вращается с постоянной скоростью 3000 об/мин. Измерение режимов работы установки производится ампервольтметром М-253. Регистрация температуры входящей и выходящей воды через кристаллизатор хромель-алюмелевой термопарой совместно с потенциометром Р-348, расход воды поддерживается ротаметром РС-5.

На установке было проведено оплавление штамповых и шарико-подшипниковых сталей, позволившее повысить их механические свойства.

УДК 621.742.08

Ю.П.Ледян, канд.техн.наук,
Д.М.Кукуй, канд.техн.наук

СМЕСИТЕЛЬ НЕПРЕРЫВНОГО ДЕЙСТВИЯ

С целью улучшения качества перемешивания и повышения технологических свойств холоднотвердеющих смесей (ХТС) разработан смеситель непрерывного действия (рис. 1), в котором процесс перемешивания связующего материала с кварцевым песком интенсифицируется за счет воздействия электрического поля.

На станине 1 смесителя установлен цилиндрический корпус 2 с загрузочным бункером 8 и разгрузочной воронкой 3. Внут-

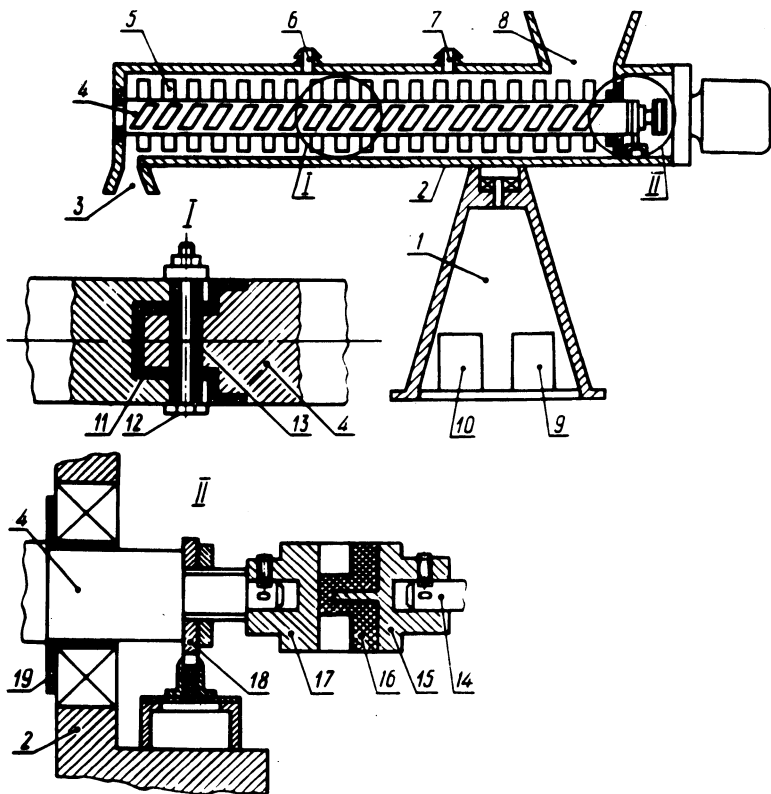


Рис. 1. Смеситель непрерывного действия.

ри корпуса расположен вал 4, состоящий из двух частей, жестко соединенных диэлектриком 11 при помощи крепежных элементов 12, вставленных в цилиндрические неэлектропроводные втулки 13. Вал 4 через полумуфту 17, установленную на его торце, упругий резиновый элемент 16 и полумуфту 15 соединен с осью мотора-редуктора 14.

Работает смеситель следующим образом. Сухие составляющие смеси подаются в загрузочный бункер 8. Мотор-редуктор 14 вращает вал смесителя 4, лопасти 5 которого перемещают сухие компоненты вдоль оси устройства в направлении разгрузочной воронки 3. Одновременно с этим на вал 4 от источника питания через коллектор 18 подается электрический потенциал. В результате того, что корпус 2 смесителя заземлен и находится под нулевым потенциалом, внутри него возникает электрическое поле, которое создается только в той части рабочей зоны смесителя, где происходит распределение связующего ма-

териала, поступающего от насоса 9 через штуцер 7, по поверхности зерен песка. Достигается это за счет применения составного вала, части которого электрически изолированы друг от друга и использования диэлектрической втулки 19, изолирующей вал от корпуса смесителя.

Под воздействием электрического поля снижается вязкость, увеличиваются адгезионные свойства и возрастает реакционная способность связующего, что приводит к повышению качества ХТС.

Применение составного вала 4, части которого изолированы друг от друга, позволяет ограничить область действия электрического поля пространством от загрузочного бункера 8 до штуцера 6, через который осуществляется подача катализатора, поступающего от насоса 10 в рабочую зону смесителя после полного распределения связующего материала по поверхности зерен песка. Часть вала 4, расположенная между штуцером 8 и разгрузочной воронкой 3, находится также, как и корпус смесителя, под нулевым потенциалом, и в той области смесителя, где происходит распределение катализатора, электрическое поле отсутствует. Благодаря этому твердение ХТС непосредственно в самом смесителе не происходит, что также повышает качество смесеприготовления.

Величина электрического потенциала, подаваемого на вал, зависит от вида и физико-химических свойств связующего материала и находится в пределах 35-120 в. Однако в связи с тем, что корпус смесителя заземлен и находится под нулевым потенциалом, устройство является электрически безопасным.

УДК 621.746

В.И.Тутов, канд.техн.наук,
В.А.Гринберг, канд.техн.наук,
Н.А.Сенькин, Г.И.Столярова,
И.В.Земсков

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗОВЫХ СТЕРЖНЕЙ

На кафедре "Машины и технология литейного производства" Белорусского политехнического института разработана и исследуется схема вертикальной непрерывной разливки с крис-

таллизатором скольжения для получения отливок из серого чугуна.

Фасонная часть отливки оформляется песчаным стержнем, установленным на поддон-затравку. Поддон-затравка вводится в полость кристаллизатора, перекрывает его на высоте $1/5 - 1/4$ от верхнего уровня. Полость, образованную стенкой кристаллизатора и стержнем, заполняют жидким металлом и начинают постепенное непрерывное или циклическое вытягивание отливки из кристаллизатора при непрерывающейся подаче жидкого металла. Из кристаллизатора выходит отливка с определенной толщиной корки и жидкой сердцевиной. Окончательное затвердевание отливки происходит вне кристаллизатора.

Использование разовых стержней при непрерывном литье для оформления сложных поверхностей отливки расширяет возможности этого процесса и одновременно вносит ряд сложностей технологического характера.

Для обеспечения высокой производительности процесса желательно заливать металл при сравнительно низкой температуре $1260-1270^{\circ}\text{C}$. Однако, такая температура недостаточна для обеспечения работоспособности литниковой системы - питатели перемерзают в процессе литья. Увеличение сечения питателей влечет за собой необходимость увеличения скорости вытягивания, которая ограничивается интенсивностью теплоотвода и возможностью прорыва затвердевшей корки отливки.

С другой стороны, фасонная отливка сложного профиля требует асцентрированной подачи металла для обеспечения одновременного равномерного затвердевания по всему наружному периметру. Следовательно, необходимо специальное заливочное устройство с несколькими питателями. Подача металла одной струей приводит к размыву затвердевшей корочки, отрыву ее от стенки кристаллизатора, появлению поверхностных дефектов в виде утяжин и плен. С этой точки зрения также желательно осуществлять подачу металла в кристаллизатор через несколько питателей. Чтобы обеспечить стабильную работу литниковой системы, необходимо создать в ней условия, максимально ограничивающие потерю тепла проходящим через нее металлом. Наиболее простым и эффективным решением этой проблемы является выбор материала литниковой системы с низкой теплопроводностью. Для этой цели был опробован шамотный ультра-легковес (ШЛБ-04 ГОСТ 5040-68). Литниковая система, изготовленная из этого материала, оказалась вполне работоспособной при заливке металла с $T-1250-1260^{\circ}\text{C}$ через 2-

3 питателя диаметром 4–5 мм. При разработке и изучении непрерывного литья чугуновых отливок необходимо решить и такой сложный вопрос как обеспечение в одной форме различных условий формирования отливки.

В начале процесса необходимо обеспечить наибольшую интенсивность охлаждения отливки, чтобы получить затвердевшую корку определенной толщины, прочность которой позволит выдержать гидростатический напор жидкой сердцевины при выходе отливки из кристаллизатора.

После образования достаточно прочной начальной корки необходимо обеспечить малую скорость затвердевания, для получения заданной структуры, предупредить отбел и выделение междендритного графита.

Одновременно обеспечить эти условия оказалось возможным путем создания в кристаллизаторе зон различной интенсивности охлаждения. С этой целью рабочая поверхность кристаллизатора на определенном участке постепенно переходит со сплошной в ребристую, имеющую пазы переменного сечения, увеличивающегося к нижней части кристаллизатора. Пазы позволяют постепенно увеличивать газовый зазор между кристаллизатором и отливкой, изменяя интенсивность теплоотвода и создавая благоприятные условия для образования необходимой структуры.

Использование разовых стержней в непрерывном литье связано с трудностью их центровки, особенно в начальный момент заливки. Наиболее эффективным оказывается подача стержней в кристаллизатор через направляющее устройство. Чтобы предупредить осыпание стержней, предусмотрены на знаках стержня специальные армирующие вставки, которые перемещаются вместе со стержнем при вытягивании непрерывной отливки.

УДК 669.15–196.5

В.И.Краевой, канд.техн.наук

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕДЬЮ

Влияние меди на графитизацию чугуна изучалось на трех группах синтетических сплавов различной степени эвтектичности с содержанием 3,1; 3,5 и 4,2% углерода и не более

0,12% Si, 0,30% Mn, и по 0,05% S и P. Концентрация меди в каждой группе сплавов изменялась в пределах 0-0, 5-1, 0-2, 0-3, 0-5,0 до 7,5%. С целью проверки и подтверждения полученных опытных данных проводились контрольные плавки с добавлением меди до 15%.

Оценку степени графитизации (СГ) производили по степени завершения первой стадии графитизации по формуле

$$СГ = \frac{С_{\text{графита}}}{С_{\text{общее}} - С_{\text{перлита}}}$$

где С - содержание углерода. Полученные результаты представлены в табл. 1.

Образцы чугуна без меди кристаллизовались по метастабильной системе и структура доэвтектических сплавов с 3,1 до 3,5% С состояла из перлита и ледебурита и только из ледебурита - в сплаве эвтектического состава с 4,2% С. Первые колонии графитной эвтектики наблюдаются в структуре образцов с 2,0 - 1,0 и 0,5% меди соответственно в сплавах с 3,1; 3,5 и 4,2% углерода. С дальнейшим повышением концентрации меди количество графитной эвтектики возрастает и максимум первой стадии графитизации имеет место при 5% С_и в доэвтектических сплавах и при 3% С_и - в сплаве с 4,2% С. В чугунах с 3,1 и 3,5% С такие добавки меди не приводят к полному исчезновению в структуре ледебурита. В чугуне с 4,2% С и добавками 3 и 5% меди образуется структура серого чугуна, т.е. сплав полностью кристаллизуется по стабильной системе. Однако при 7,5% в структуре сплавов с 3,1 и 3,5% С наблюдается тенденция к увеличению в структуре ледебурита, а в чугуне с 4,2% С наряду с графитной эвтектикой снова появляется ледебурит. При контрольных плавках полный стбел исследуемых сплавов отмечался при концентрациях 8,5... 10,5% С_и.

Таблица 1.

Содержание углерода, %	Содержание меди, %						
	0	0,5	1,0	2,0	3,0	5,0	7,5
	Степень графитизации						
3,1	0	0	0	0,1	0,25	0,6	0,3
3,5	0	0	0,1	0,4	0,65	0,8	0,4
4,2	0	0,1	0,4	0,9	1,0	1,0	0,8

Склонность чугунов, легированных медью, кристаллизоваться по метастабильной системе совпадает с периодом появления в их структуре медной фазы в виде самостоятельных включений, располагающихся в ледебурите, графитной эвтектике и участках перлита. Первые включения структурно-свободной меди обнаруживаются (независимо от степени эвтектичности чугуна), при содержании около 5% Cu и выше, т.е. после проявления ее максимальной графитизирующей способности. При 7,5% Cu количество самостоятельной фазы резко возрастает, ее глобулярные включения увеличиваются в размерах, а чугун проявляет уже явную тенденцию кристаллизоваться по метастабильной системе. При более высоких концентрациях меди крупные шаровидные включения медной фазы распределяются по всему объему металла, а также ликвируют и просматриваются в виде прослойки в нижней части слитка.

Эти данные свидетельствуют о том, что отбел чугуна взаимосвязан с наличием ограниченной растворимости меди в чугуне. Экспериментами установлено, что при концентрациях меди выше 5% в опытных малокремнистых сплавах в жидком состоянии появляется область несмешиваемости. Для системы Fe - Cu, имеющей сходство с системой Fe - C, характерно протекание при 1096°C перитектической реакции. Существование области несмешиваемости в жидком состоянии приводит к изменению физических свойств чугуна (теплопроводности), к усложнению процессов кристаллизации Fe - C - C сплавов и протеканию эвтектикоперитектической (или монотектико-эвтектической) реакции. В подобных условиях жидкость становится более склонной к переохлаждению и процесс кристаллизации протекает при пониженных температурах, что затрудняет образование графитной эвтектики и облегчает кристаллизацию ледебурита.

Таким образом установлено, что влияние меди на склонность к кристаллизации чугуна по стабильной системе зависит от содержания углерода. Чем меньше его концентрация, тем при больших содержаниях меди проявляется ее графитизирующее влияние. Отбел чугуна и кристаллизация его по метастабильной системе связаны с наличием ограниченной растворимости меди в жидком чугуне.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ
ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Технология изготовления стали и инструмента оказывает очень большое влияние на качество последнего. Одинаковый по материалу и назначению инструмент, но изготовляемый различными поставщиками, обнаруживает часто резко отличные стойкостные данные.

Целесообразно различать технологические пути повышения стойкости, реализуемые при производстве стали (металлургические) и при изготовлении самого инструмента (инструментальные). Это обеспечивает четкое разделение направлений исследовательских поисков и используемых методов.

Наряду с изысканием оптимального легирования, обеспечивающего использование инструментального материала в наивыгоднейших для него условиях эксплуатации, современная металлургия предлагает и другие эффективные пути. К ним в первую очередь следует отнести привлечение метода порошковой технологии. Металлокерамический быстрорежущий инструмент отличается высокой стойкостью в условиях повышенных вибрационных нагрузок и скоростей. Получаемые при этом минимальные размеры первичных карбидов обеспечивают максимальные значения твердости при относительно малой продолжительности нагрева во время аустенизации.

В условиях возрастающей дефицитности быстрорежущей стали изготовление литого режущего инструмента становится более перспективным. Литые молибденовые быстрорежущие стали имеют относительно тонкую сетку эвтектики. Наряду с применением малых модифицирующих добавок, это обеспечивает стабильность режущего инструмента и его конкурентоспособность изготовленному из проката. Особенно благоприятно применение электрошлакового модифицирующего переплава.

К технологическим путям повышения стойкости режущего инструмента, реализуемым в процессе самого инструментального производства, следует в первую очередь отнести получение различного рода покрытий. Хотя в литературе встречаются многочисленные предложения вариантов такой обработки, на практике в основном находят применение лишь немногие традиционные способы.

Технологические пути повышения стойкости металлорежущего инструмента, разрабатываемые совместно Белорусским политехническим институтом и Минским тракторным заводом, основываются на тщательном изучении поведения оснастки в процессе эксплуатации, на выявлении непосредственных причин выхода ее из строя и определении на этом основании наиболее эффективных методов повышения стойкости. Это достигается прежде всего за счет оптимизации режимов термической обработки и сочетания ее с химико-термической обработкой.

Реализуя это направление для инструмента, особенно часто выходящего из строя из-за поломок, было предложено использование взамен быстрорежущей стали теплостойкой штамповой типа 5ХЗВЗМФС. Последняя по системе легирования приближается к быстрорежущей, но превосходит ее по пластичности и, особенно, технологичности при термообработке. Недостаточная твердость поверхностного слоя компенсируется за счет цементации инструмента перед окончательной термообработкой. Внедрение такого технологического процесса при производстве шеверов позволило повысить их стойкость в 1,5–2 раза.

Выполненные лабораторные и производственные эксперименты позволили обнаружить значительные резервы экономии благодаря совершенствованию режимов термообработки в соответствии с условиями эксплуатации того или иного конкретного вида инструмента. В процессе исследований изменению или уточнению подвергались: продолжительность и температура аустенизации перед закалкой, температура и кратность отпуска. В ряде случаев устранение причин поломки, связанных с проведением окончательной механической обработки, достигалось за счет введения в качестве финишной операции дополнительного отпуска. В случае зубострогальных ножей такая операция позволила также повысить и их стойкость до 2 раз.

Исследование связи предварительной термообработки заготовок с поведением оснастки при последующей механической обработке также показало возможности значительного увеличения ее стойкости. Так, введение промежуточной операции высокочастотного нагрева заготовок шестерен из стали 45 позволило, в частности, устранить вредное влияние наклепа, появляющегося при черновом точении и тем самым повысить обрабатываемость при зубонарезании, а также стойкость зубодолбежного инструмента.

А.М.Дмитрович, канд.техн.наук,
Н.Д.Мыльникова

НОВОЕ В ФОТОКОЛОРИМЕТРИЧЕСКОМ МЕТОДЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФОСФОРА В КВАРЦЕВЫХ ПЕСКАХ

В настоящее время большой народнохозяйственной проблемой является утилизация высокофосфористых кварцевых песков, являющихся отходами производства химических комбинатов, производящих фосфорные удобрения. В связи с тем, что эти пески имеют кварцевую основу (содержание SiO_2 93–96%), весьма перспективно применение их в качестве наполнителя формовочных и стержневых смесей.

Эффективность использования этих песков в литейном производстве во многом будет зависеть от контроля в них содержания фосфора. Распространенный метод определения содержания фосфора в силикатах, основанный на измерении оптической плотности раствора фосфорно–молибдено–ванадиевой гетерополикислоты на фотоколориметре, имеет тот недостаток, что интенсивность окрашивания комплекса сильно меняется в ту или иную сторону при чрезвычайно малых изменениях кислотности среды. Кроме того, метод дает точный результат в применении к силикатам, содержащим небольшие количества фосфора.

Весовой метод, основанный на осаждении фосфора в виде двойного фосфата магния–аммония, требует большой затраты времени, а допустимые пределы точности $\pm 0,02\%$. Объемный метод определения (осадок фосфорно–молибденовокислого аммония растворяют раствором едкой щелочи и оттитровывают раствором серной или азотной кислоты) также длителен при труднодостижимой точности.

Известно, что для определения содержания фосфора на фотоколориметре удобно использовать образование так называемой молибденовой сини. Но методики, использующие этот окрашенный комплекс, разработаны для чугунов и сталей с низким содержанием фосфора – в пределах 0,015–0,070%.

Учитывая то, что в кварцевых песках–отходах производства химических комбинатов – содержание пятиоксида фосфора более 1%, было разработано фотоколориметрическое определение содержания фосфора. Достоинством этого метода является высокая точность, скорость проведения анализа, простота операций. В основе этого метода лежит реакция образования фосфорно–

молибденовой кислоты $\text{H}_3[\text{P}(\text{Mo}_3\text{O}_{10})_4]_n\text{H}_2\text{O}$, образующейся в результате взаимодействия фосфорной кислоты и молибденового аммония.

Разложение навески песка производится смесью фтористоводородной и азотной кислот в платиновой чаше. Превращение фторидов в нитраты осуществляется двукратным выпариванием с азотной кислотой. Восстановление молибдена до пентавалентного, необходимое для образования молибденовой сини, производится железом, вводимым в анализируемый материал в виде железоаммонийных квасцов в количестве, обуславливающем соотношение $\text{C}_{\text{Fe}}:\text{C}_{\text{P}}$ не ниже 1500. Окрашенный комплекс молибденовой сини развивается в мерной колбе емкостью 200 мл. Все реагенты вводятся в раствор в количестве вдвое большем, чем при определении фосфора в сталях и чугунах. Оптическая плотность анализируемого раствора замеряется на фотоколориметре при красном светофильтре, в кювете с толщиной слоя 20 мм. Навеска материала берется 0,1 г, уменьшение сказывается на точности результата.

УДК 621.746.047

И.В.Земсков,
В.А.Гринберг, канд.техн.наук

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ УСЛОВИЙ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ СЕПАРАТОРОВ ПОДШИПНИКОВ

Тепловые условия процесса литья сепараторов изучали на примере получения латунных отливок сепаратора подшипника № 3611. Отливки получали методом выливания незатвердевшего остатка в двухслойной водоохлаждаемой форме с медным рабочим вкладышем и с применением песчаных стержней.

Рабочая втулка формы выполнена из меди, толщина стенки втулки равна 6 мм. Водоохлаждаемая стенка формы – стальная толщиной 8 мм. Стержни изготавливали по технологии "горячей оснастки". Материал отливок – латунь ЛС591Л.

Изучали температуры жидкого металла, отливки, стержня, стенок формы и охлаждающей воды в процессе литья при различных интенсивностях охлаждения формы и температурах заливаемого металла. Для измерения температуры применяли хромель–алюмелевые и хромель–копелевые термодпары с диаметром электрода соответственно равным 0,2 и 0,5 мм, осциллограф Н-700, переносной милливольтметр Н-39 и пере-

носной потенциометр ПП-63. Термопары в водоохлаждаемой стенке устанавливали методом контактной сварки. В медной рабочей втулке – чеканкой. При измерении температур жидкого металла спай термопар предохранялся двумя-тремя слоями эмульсии феррохромового шлака и прокаливался в муфельной печи при температуре 800°C . Расход охлаждающей воды измеряли с помощью мерной емкости и секундомера.

Приведем результаты одного из опытов литья отливок сепаратора. Температура металла при заливке составляет $T_{\text{зал}} = 980^{\circ}\text{C}$, расход охлаждающей воды $Q = 2$ кг/мин при давлении в сети $P = 3$ кгс/см² и скорости воды $W = 0,8$ м/мин. За начало отсчета принято окончание заполнения формы жидким металлом. Установлено, что время затвердевания отливки (температура на границе отливка-незатвердевший остаток понижается до температуры кристаллизации сплава $T_{\text{кр}} = 880^{\circ}\text{C}$) составляет 10 с. По истечении этого времени при данных параметрах литья необходимо производить выливание из формы незатвердевшего остатка. За это время температура жидкого металла в центре формы понижается на $10-15^{\circ}\text{C}$. Практический интерес представляет определение времени охлаждения отливки в форме. Для рассмотренных условий литья время достижения отливкой температуры выбивки $T_{\text{выб}} = 450-470^{\circ}\text{C}$ составляет $40-45$ с.

Температура рабочей поверхности формы изменяется от $T_{\text{макс}} = 330^{\circ}\text{C}$ (в начале процесса) до $T = 200^{\circ}\text{C}$ (при удалении отливки). Температура наружной поверхности рабочей втулки изменяется соответственно от 310 до 190°C .

Распределение температуры в сечении внутренней водоохлаждаемой втулки формы носит почти линейный характер. Ее температура на поверхности, контактирующей с рабочей втулкой в процессе литья, изменяется от 50 до 100°C , а на водоохлаждаемой – от 40 до 80°C . Максимальное значение температуры охлаждающей воды на выходе из формы составляет 75°C .

Но полное представление об особенностях происходящих тепловых процессов невозможно получить без учета прогрева стержней.

Поэтому были проведены измерения температуры нагрева в различных точках стержня при вышеупомянутых параметрах литья. Полученная полная картина тепловых условий литья сепараторов методом выливания незатвердевшего остатка создала необходимые предпосылки для теоретического расчета затвердевания и охлаждения. Анализ экспериментальных данных

дает возможность судить о влиянии отдельных элементов на тепловой процесс литья и о распределении термических сопротивлений при теплопередаче от отливки к воде.

УДК 621.74.073

И.З.Логинов, канд.техн.наук,
Л.А.Бабицкий

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЧАСТИЦ ПОРОШКА НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ МАТРИЦ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Шероховатость поверхности рабочей полости матриц пресс-форм зависит от их служебного назначения и находится в пределах 8-12 классов. Такая чистота напыленной матрицы со стороны модели должна обеспечиваться только полированием, исключая слесарную доработку и другие виды механической доработки.

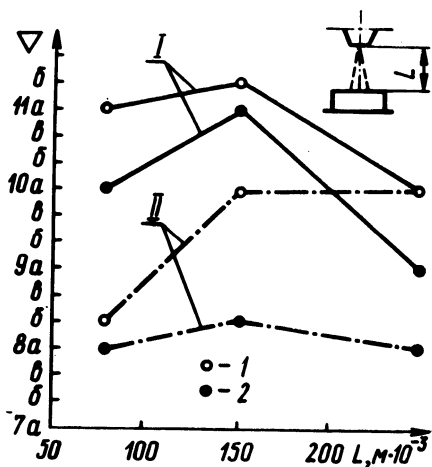
Одним из главных факторов, определяющих шероховатость поверхности напыления матриц, является скорость частиц порошка при напылении, т.е. кинетическая энергия частиц. Скорость частиц определялась по методике прохождения частиц между двумя вращающимися дисками. Для исследования использовали порошок марки ПГ-ХН80СР2 фракции до 63; 63-100; 100-160 и 160-200 мкм. Дистанция напыления составила 80; 150 и 250 мм, расход порошка - 20 - 25 г/мин.

Изучение зависимости скорости частиц от дистанции напыления и фракции порошка показало, что скорости частиц фракций 100-160 и 160-200 мкм близки между собой и при уменьшении дистанции напыления увеличиваются незначительно. Несколько больше увеличивается скорость частиц фракции 63...100 мкм и резко повышается скорость с уменьшением дистанции у фракции до 63 мкм. Если при дистанции напыления 250 мм разница в скоростях между фракциями до 63 мкм и 160...200 мкм составляет около 22 м/с, то при дистанции 80 мм она равна 122 м/с. Столь малую разницу между скоростями частиц фракций на дистанции 250 мм можно объяснить тем, что мелкая фракция очень быстро теряет свою скорость в окружающей атмосфере.

Зависимость шероховатости напыленной поверхности от скорости частиц изучалась на двух фракциях порошка

ПГ-ХН80СР2 – до 63 мкм и 160...200 мкм при дистанциях напыления – 80, 150 и 250 мм. Опыты ставились на окисленных металлических образцах, нагретых до температуры 650⁰С. Угол напыления – 90⁰. Полученные зависимости представлены на рис. 1. Самая высокая чистота напыленной поверхности для обеих фракций достигается при дистанции напыления 150 мм. Исследования показали, что подавляющее большинство частиц фракции 160...200 мкм на всех дистанциях напыления при ударе о поверхность образца разбиваются на много частей, которые уже не растекаются по поверхности, а сворачиваются и принимают различные округлые формы. К концу заполнения площади поверхности образца таких частиц (типа шарика на плоскости) становится много, поднутрения их плохо заполняются последующим слоем и чистота поверхности снижается.

Рис. 1. Зависимость чистоты поверхности напыленных "корок" от дистанции напыления (скорости частиц): I, II, соответственно фракции порошка до 63 мкм и 160–200 мкм; 1 – чистота поверхности после полирования; 2 – после напыления.



На дистанции напыления 80 мм все частицы фракции 160...200 мкм разбиты и, как показали исследования, полирование чистоту поверхности практически не повышает.

Для фракции порошка до 63 мкм чистота поверхности при дистанции напыления 150 мм также выше. Частицы этой фракции не разбиваются, а растекаются по поверхности. Формирование поверхности такими частицами на образцах дают 11-й класс чистоты. При дистанции напыления 80 мм частицы разбиваются, но не разбиваются. Ухудшение чистоты поверхности при дистанции напыления 250 мм следует отнести за счет охлаждения частиц, которые мало растекаются по напыленной поверхности.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОСТАВА И РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОКСОВОГО БРИКЕТА

Коксовый брикет, изготавливаемый из кокса, известняка и жидкого стекла методом прессования, применяется при плавке чугуна в вагранке. Основные свойства брикета – сырая и сухая прочность, пористость, реакционная способность, осыпаемость, зольность, теплотворная способность определяются составом и режимами изготовления брикета. Для получения оптимального сочетания этих свойств требуется поставить большое число опытов. Методы математического планирования эксперимента позволяют сократить до минимума необходимое число опытов для решения этой задачи. Цель работы – построение математической модели процесса, чтобы с ее помощью оценить влияние факторов и установить статистические связи между отдельными свойствами брикета.

Установлены следующие факторы, влияющие на свойства брикета: содержание жидкого стекла в брикете, влажность кокса, гранулометрический состав кокса, содержание известняка, время перемешивания в смесителе, усилие прессования.

Задача поиска оптимального состава и режимов изготовления брикета может быть решена методом крутого восхождения. Однако предварительно методом корреляционного анализа устанавливаем статистически наиболее значимое свойство, которое в дальнейшем можно оптимизировать. Задачу отсеивания наименее влияющих факторов решали методом случайного баланса.

Коэффициенты корреляции подсчитывали по формуле

$$r = \frac{\sum_{1}^n y_{1n} \cdot y_{2n} - \frac{\sum_{1}^n y_{1n} \cdot \sum_{1}^n y_{2n}}{n}}{\sqrt{\left[\sum_{1}^n y_{1n}^2 - \frac{(\sum_{1}^n y_{1n})^2}{n} \right] \left[\sum_{1}^n y_{2n}^2 - \frac{(\sum_{1}^n y_{2n})^2}{n} \right]}}, \quad (1)$$

где y_{1n} и y_{2n} – исследуемые свойства; n – число опы-

тов. Табличное значение критической величины коэффициента корреляции при 5% вероятности невозможных событий и 5 степенях свободы $r_{0,05;5}^{кр} = 0,754$.

Результаты подсчетов сведены в табл. 1.

Осыпаемость из рассмотрения исключаем, так как при всех условиях она одинакова - 0,2%.

Сухая прочность σ_2 имеет 4 статистически значимых коэффициента и, следовательно, является статистически наиболее значимым коэффициентом.

Все известные факторы по степени воздействия на сухую прочность брикета по априорным соображениям разбиваем на две группы:

- 1) содержание жидкого стекла, усилие прессования, влажность кокса;
- 2) гранулометрический состав и время перемешивания в бегунах.

Фактор-содержание известняка из рассмотрения исключаем. Теоретически вводить его в состав более 3% нежелательно.

Матрицу планирования случайного баланса рассчитываем на ЭВМ "Минск-22" в результате случайного смешивания строк полного факторного эксперимента 2^4 и 2^5 . Матрицу составляем для 8 опытов, так как число опытов должно быть равным числу факторов плюс 1 и кратно 8. Основной уровень и уровни варьирования выбираем произвольно, т.к. наша цель состоит в установлении эффективности влияния каждого фактора на выбранный согласно корреляционного анализа параметр. Результаты опытов были проверены по критерию Фишера и на диспер-

Таблица 1.

Свойства	σ_1	σ_2	P_k	A_c	Q_n^p	R
Сырая прочность	1	0,82	-0,749	-0,88	0,38	-0,75
Сухая - " -	0,82	1	-1	0,15	-0,83	0,98
Пористость	-0,749	-1,0	1	-0,88	0,63	0,98
Зольность	-0,88	0,15	-0,88	1	-1	0,61
Теплотворная способность	-0,38	-0,83	0,63	-1,0 ^x	1	0,37
Реакционная способность	-0,75	0,98	0,98 ^x	-0,6	-0,37	1

сию опытов. Дисперсия опытов оказалась меньше дисперсии предсказания

$$S^2(y) = 12,3 < S_n^T = 19,36.$$

На основании результатов опытов и матрицы планирования составляем уравнение регрессии, коэффициенты в котором определяем по формуле

$$b_i = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{N}. \quad (2)$$

Коэффициенты уравнения проверяем на статистическую зависимость, уравнение - на гипотезу адекватности по критерию Фишера. Проверка показывает, что полученным уравнением можно пользоваться для расчета сухой прочности брикета:

$$\sigma_2 = 43,9 + 7,6x_1 + 9,4x_2 - 5,1x_3. \quad (3)$$

Оптимальное значение параметра, равное 162 кгс/см^2 , получаем в результате выполнения условий: содержание жидкого стекла - 17%; усилие прессования - 156 кгс/см^2 ; влажность кокса - 0%.

УДК 621.745.3

А.М.Милов, доцент,
Б.Ф.Дудецкий, М.З.Швайштейн

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОКСОВОГО БРИКЕТА

Авторами разработан метод исследования поверхностных характеристик коксового брикета методом газовой хроматографии.

Хроматографическая колонка представляет собой кварцевую трубку с внутренним диаметром 6 мм. Для сохранения постоянства температуры колонку помещали в термостат. Регулировка и постоянство потока газоносителя обеспечивается редуктором, регулятором давления и стабилизатором потока, контроль осуществляли с помощью манометра и пенного измерителя скорости потока. В качестве детектора использовали катарометр. В качестве газа-носителя выбираем азот. Молекула азота химически нейтральна, обладает небольшой величиной, по

форме приближается к шару и потому обеспечивает хорошее проникновение в поры адсорбента.

В качестве адсорбата выбираем эфир. Поверхность брикета покрыта силикогелем, который относится к адсорбентам II группы и имеет возможность специфического взаимодействия с газами группы В, имеющими локально сосредоточенную электронную плотность (эфир).

Исследуемая смесь готовилась из кокса и известняка, просеянных через сито с ячейкой 0,16 мм, и жидкого стекла в лабораторных бегунах с вертикальными катками. Сухие составляющие перемешивали 1 мин и еще 8 мин смесь перемешивали после подачи жидкого стекла.

В первой части работы исследовали влияние содержания жидкого стекла в брикете на его реакционную способность (R). Содержание жидкого стекла изменяли от 0 до 18%. Результаты опытов представлены на рис. 1, где каждая точка представляет собой среднюю величину по данным 5 опытов. Величины адсорбции (a) и удельной поверхности (S) расчетные. С увеличением содержания жидкого стекла в составе брикета снижается величина удельной поверхности (S) и адсорбции.

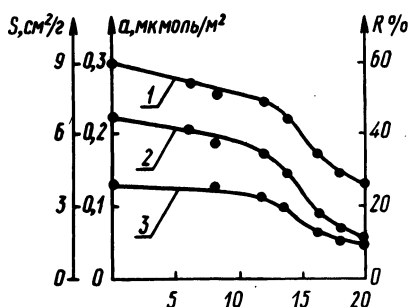


Рис. 1. Влияние содержания жидкого стекла в брикете на его реакционную способность R (1), удельную поверхность S (2) и адсорбцию a (3).

Вводимое в брикет жидкое стекло заполняет поры внутри частичек кокса, а затем между частичками кокса происходит выравнивание поверхности, сглаживание ее и величина удельной поверхности уменьшается, соответственно уменьшается величина адсорбции. На кривых (рис. 1) прослеживаются по две точки перегиба, их абсциссы соответствуют 11-12 и 16-17% содержания жидкого стекла. Изотерма адсорбции также имеет две точки перегиба с абсциссами 150 и 400 мм ртутного столба парциального давления, что соответствует содержанию жидкого стекла в брикете 11 и 16%. Участок изотермы для давлений выше 450 мм обращен выпуклостью к оси абсцисс.

Это говорит о сильном взаимодействии адсорбат-адсорбент, точка перегиба находится при $P = 450-480$ мм, что соответствует 11-12% содержания жидкого стекла. Из теории газовой хроматографии известно, что это обозначает заполнение монослоя наполовину. Вторая точка перегиба изотермы расположена при $P = 150$ мм, что соответствует 16% содержания жидкого стекла, после чего изотерма обращается выпуклостью к оси ординат, что говорит о слабом взаимодействии адсорбат-адсорбент и соответствует созданию монослоя на поверхности частиц кокса. Очевидно, при 10% содержания следует ожидать резкого снижения адсорбционной и реакционной способности брикета.

Расположение линии реакционной способности на рис. 1 подтверждает ее зависимость от площади контакта брикета с газовой фазой и величины адсорбции.

Вторая группа опытов преследовала цель изучения влияния величины усилия прессования брикета на его поверхностные характеристики. Брикет, в состав которого вводится 16% жидкого стекла, подвергали прессованию при давлении 55,65, 75, 85 и 95 кг/см². Результаты опытов показывают, что увеличение усилия прессования в 1,7 раза снижает удельную поверхность и пористость в два раза.

УДК 621.74.073

Л.А.Бабицкий, И.К.Игнатик, канд.техн.наук,
Б.С.Голиков, И.З.Логинов, канд.техн.наук

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ МАТРИЦ, РАБОЧИЙ СЛОЙ КОТОРЫХ ПОЛУЧЕН ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Плазменным напылением можно получить матрицу с толщиной стенки до 100 мм и более. Но напылять такую толстую "корку" нецелесообразно из-за большого расхода порошка, электроэнергии, плазмообразующего газа. Кроме того, напыленный материал плохо поддается механической обработке. Поэтому целесообразно изготавливать матрицы двух- и многослойные. Поверхностный слой матрицы, полученный плазменным напылением, который непосредственно контактирует с жидким металлом, находится в условиях более тяжелых, чем глубинные слои. Второй слой матрицы получали способами, описанными в данной работе.

К материалам второго слоя матриц предъявляются следующие требования: выдерживать высокие давления и иметь достаточно высокую теплопроводность для литья под давлением (для уменьшения перепада температур по сечению).

Таковыми материалами могут быть: чугуны, теплопроводность которого в 2 раза выше, чем у напыленного материала; сплав $Al + Ni$, имеющий также высокую теплопроводность (температура плавления достигает $1300^{\circ}C$ в зависимости от соотношения Al и Ni в сплаве), и сталь.

Второй слой можно получать путем заливки "корки" расплавленным металлом. Для этого изготавливается песчаная форма под наружные размеры матрицы (с учетом припуска на механическую обработку). Затем в полость устанавливается напыленная "корка" и заливается металл. Для лучшего сваривания заливаемого металла и "корки" он должен быть перегрет. При этом нужно сбалансировать объем и температуру заливаемого металла с толщиной и объемом "корки" так, чтобы она не расплавилась или не растворилась в Al -сплаве. Модель из "корки" извлекается после полного охлаждения заготовки. Этим предотвращается опасность коробления "коркой" под действием высокой температуры.

Необходимость перегревать металл отпадает, если "корка" имеет такую форму, когда при застывании металл плотно охватывает ее. Если "корка" плоская, то расслаивания можно избежать, запыляя в нее специальную арматуру.

Установлено, что наиболее пригодны для заливки второго слоя чугуны и сплавы на алюминиевой основе. Сталь же дает большую усадку, что значительно затрудняет извлечение модели.

Второй слой можно также наносить электродуговым распылением стальной проволоки.

УДК 621.746

А.Н.Крутилин, Е.Б.Демченко

НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ПОЛЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ АНТИФРИКЦИОННОГО ЧУГУНА*

В Белорусском политехническом институте на механико-технологическом факультете проводятся экспериментальные работы, основная цель которых — получение непрерывным спосо-

* Работа выполнена под руководством к.т.н. В.И.Тугова.

бом полых заготовок поршней и грундбукс из антифрикционного чугуна АЧС-2. Отличительная черта этого способа: использование песчаных разрушаемых стержней, которые формируют внутреннюю поверхность полых заготовок. Принципиальная схема данного процесса заключается в следующем. В медный водоохлаждаемый кристаллизатор вводятся песчаные стержни, которые снизу устанавливаются на специальную затравку. Последняя расположена на вытяжном механизме. Конструкция песчаных стержней позволяет получать мерные полые заготовки. Стержень изготавливается из холоднотвердеющей песчаной смеси или по горячим ящикам. Процесс литья осуществляют следующим образом.

Чугун, расплавленный в индукционной печи, через специальные пазы, выполненные в стержне, заливают в зазор между кристаллизатором и песчаным стержнем. На кристаллизаторе, оформляющем наружную поверхность отливки, намерзает корочка металла, которая вместе со стержнем циклически извлекается вытяжным механизмом из кристаллизатора. Под кристаллизатором происходит разделение заготовок.

Химический состав чугуна определен техническими условиями, в которых указано, что браковочным признаком являются отклонения по содержанию Cr, Ti, Ni, Cu. Последние должны находиться в следующих пределах Cr и Ni 0,2-0,4 %, Cu 0,3-0,5%, Ti 0,03-0,1%. Таким образом, для того, чтобы избежать появления отбеленного слоя, можно варьировать содержанием C, Si и Mn.

Температуру заливки выбирали минимально возможной для осуществления длительного процесса и получения чистой поверхности отливок.

Эксперименты показали, что оптимальной температурой заливки является температура 1280-1300° С. Скорость вытяжки должна обеспечивать получение на кристаллизаторе корочки толщиной, способной выдержать напор еще не затвердевшего металла и усилия вытягивания заготовки. Чем меньше скорость вытяжки, тем больше толщина затвердевшей корочки, тем стабильнее будет идти процесс. С другой стороны, малая скорость вытяжки приводит к образованию отбеленного поверхностного слоя. Как показали эксперименты, скорость литья при получении поршней и грундбукс из антифрикционного чугуна АЧС-2 для заготовок \varnothing 120-60 мм составляет 0,6-1,2 м/мин.

При выходе из кристаллизатора происходит повышение температуры поверхности отливки до 950-1000° С. Это объясня-

ется перераспределением температуры по сечению отливки за счет тепла, аккумулированного в центральной зоне отливок, находящихся в полужатвердевшем состоянии. Это явление существенным образом влияет на структурные преобразования, происходящие в отливке в процессе непрерывного литья. Проведенные опыты подтвердили возможность получения заготовок поршней и грундбукс из антифрикционного чугуна АЧС-2, с твердостью по сечению 180-230 НВ и перлитной структурой.

Результаты работы внедряются на Дружковском машиностроительном заводе им. 50-летия Советской Украины.

УДК.621.746.6

Е.В.Кравченко, канд.техн. наук,
Г.Г.Тюхай

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ ВЫНУЖДЕННОЙ КОНВЕКЦИИ

В настоящее время известно много способов литья, основанных на принципе затвердевания (намораживания) корочки в условиях движения твердой и жидкой фаз [1]. Особенностью способов литья при намораживании в потоке является затвердевание корочки на поверхности формы при движении перегретого расплава около фронта кристаллизации. В этом случае поток, взаимодействуя с фронтом кристаллов, растущих от поверхности формы, замедляет процесс намораживания за счет сплавления и разрушения корочки. Сплавление корки происходит под действием теплоты перегрева, в то время как разрушение фронта кристаллов растущей корки - в результате механического действия потока на корочку [2].

Изучение механизма затвердевания металла в условиях вынужденной конвекции проводилось на сравнении процесса затвердевания подвижной и неподвижной отливок. Для этой цели в две совершенно идентичные неметаллические формы, заполненные предварительно жидким металлом, опускались два одинаковых стальных стержня, один из которых приводился во вращение. Опыты ставились на чистом цинке, диаметр стержней составлял 50 мм, высота 100 мм. Для измерения температуры кристаллизующегося слоя использовались хромель-копелевые термопары диаметром 0,3 мм, располагаемые на расстоянии 10 мм от поверхности стержней. Скорость вращения подвижного стержня составляла 3,6 об/с.

В работе рассматривались два случая: когда один из стержней приводился во вращение в момент начала кристаллизации металла (рис. 1, а) и второй, когда подвижный стержень приведен в движение спустя 40 с после окончания кристаллизации (рис. 1, б).

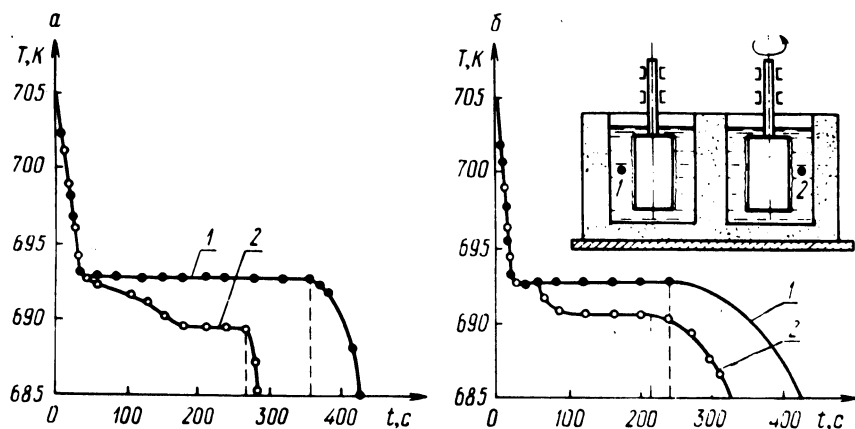


Рис. 1. Температурные кривые и схема экспериментальной установки: 1 – неподвижный и 2 – вращающийся стержень.

Анализ опытных данных показывает, что в первом случае переохлаждение жидкой фазы подвижной отливки относительно неподвижной достигает 3° , во втором – $2,1$. Время затвердевания отливки с подвижным стержнем сократилось соответственно на 29 и 13%.

Сравнение рассмотренных случаев показывает, что эффект переохлаждения и время затвердевания отливки зависят от момента воздействия упругих колебаний на расплав жидкого металла и продолжительности относительного движения расплава и корки. Воздействие колебаний с момента начала кристаллизации увеличивает эффект переохлаждения и сокращает время затвердевания. Действие относительного движения на кристаллизующийся расплав выражается одновременно в измельчении зерна в отливках.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Расчет отливки. М., 1964.
2. Баландин Г.Ф. Литье намораживанием. М., 1962.

Н.П.Жмакин, канд.техн.наук,
Р.И.Есьман, канд.техн.наук,
В.Ф.Драчёнов

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МЕСТНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ КОКИЛЕЙ

Экспериментальное исследование влияния местного охлаждения на процесс формирования отливки и тепловой режим кокиля проводилось на стальном кокиле с толщиной стенки 30 мм (рис. 1, а). Рабочая поверхность кокиля покрывалась слоем мраморной краски толщиной 0,3 мм ($\lambda_{кр} = 0,312$ Вт/м·К). Начальная температура формы принималась равной 230°C . Сплав АЛ4 заливался в кокиль при температуре 700°C . Изменение температуры по длине отливки и по кокилю измерялось с по-

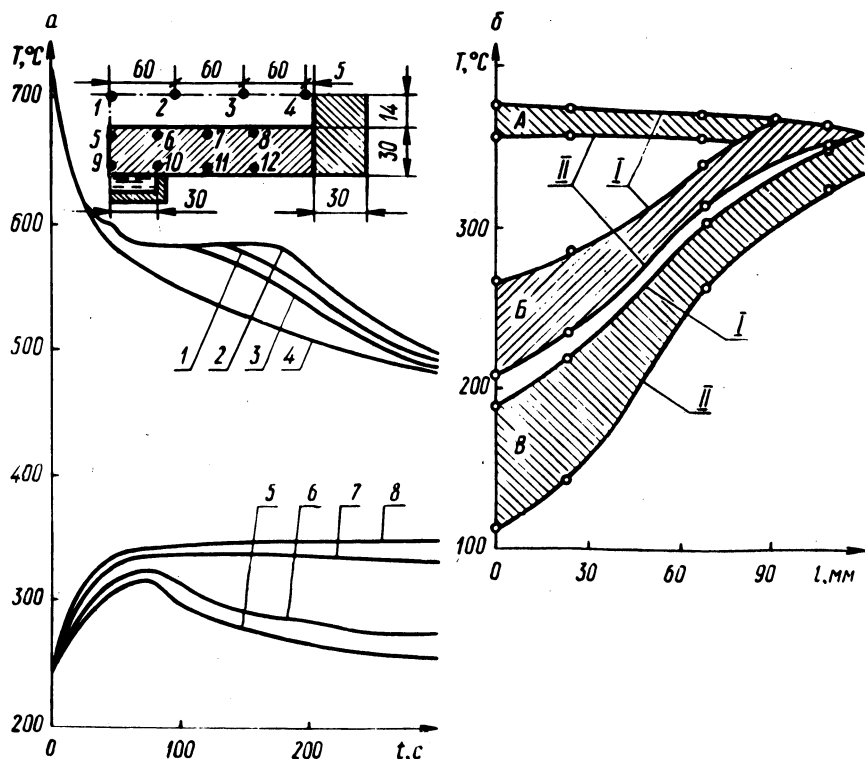


Рис. 1. Температурные поля отливки и кокиля: а – во времени; б – по длине стенки кокиля.

мощью хромель-алюмелевых термопар с диаметром электродов 0,2 мм. Использование в качестве теплоносителя масла ТСКП-30 привело к снижению времени формирования отливки на 25-30%. Еще более существенное влияние местное принудительное охлаждение оказывает на тепловой режим кокиля.

На рис. 1, б показано изменение температуры рабочей (кривые I) и внешней охлаждаемой поверхностей (кривые II) кокиля в момент затвердевания теплового центра отливки. Область А характеризует перепад температур по сечению и длине стенки кокиля при естественном охлаждении на воздухе, Б - при местном принудительном охлаждении маслом, В - эмульсией. Минимальный перепад температур по толщине и длине элементов кокиля соответствует области А, максимальный - области В. Такая качественная картина сохраняется для толщин отливок от 10 до 50 мм. Наиболее резкое повышение температур рабочей и внешней поверхностей кокиля происходит на участке, расположенном сразу за охлаждаемой областью.

Сравнительный анализ температурных полей кокиля при охлаждении различными теплоносителями позволил установить протяженность зоны влияния местного охлаждения для отливок различной толщины. Величина зоны влияния местного охлаждения определялась наложением температурных полей рабочей поверхности при принудительном (области Б и В) и естественном (область А) охлаждении. При уменьшении интенсивности теплообмена и толщины отливки зона влияния местного охлаждения уменьшается. Величину зоны можно регулировать путем расчета и выбора теплофизических и гидродинамических характеристик теплоносителя.

Местное охлаждение кокиля позволяет сократить время формирования отливки, уменьшает температурные градиенты по отливке, способствует созданию направленного затвердевания и следовательно, обеспечивает оптимальные условия для процессов питания и охлаждения отливок. Кроме того, уменьшаются температурный уровень кокиля и неоднородность температурного поля рабочей поверхности кокиля, что способствует улучшенному термоупругому состоянию, уменьшает температурные деформации и крошение кокиля.

УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ
ЗАГОТОВКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЛИТЬЕМ НАМОРАЖИВАНИЕМ

В работе исследовались структуры плоских заготовок из алюминия марки А7, полученных непрерывным намораживанием на вращающийся валок-кристаллизатор и предназначенных для последующей холодной прокатки. Высокая интенсивность теплообмена и направленный отвод тепла способствует формированию столбчатой структуры, которая снижает пластичность сплавов и является нежелательной. в заготовках, предназначенных для прокатки [1].

Структура образцов, полученных при температуре заливаемого расплава 675°C , показывает, что зона столбчатых кристаллов занимает 60% толщины заготовки, после чего сменяется зоной равноосных кристаллов (рис. 1, а). При этой температуре заливки поверхность, образованная фронтом кристаллизации, очень шероховатая и заметна разнотолщинность заготовки. Установлено, что приемлемая, гладкая поверхность, об-

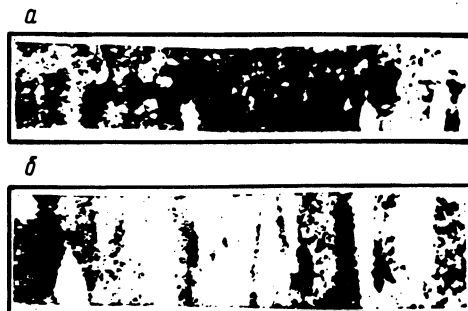


Рис. 1. Влияние температуры заливки на макроструктуру ленты: а – температура заливки 675°C ; б – температура заливки 730°C (x 12).

ращенная к расплаву, формируется при температурах заливки $710\text{--}730^{\circ}\text{C}$ (перегрев $50\text{--}70\text{ K}$). Однако макроструктура заготовки, полученной при температуре заливки 730°C , имеет ярко выраженную транскристаллизацию. Увеличивается примерно в два раза и размер столбчатых кристаллов, которые пронизывают всю толщину заготовки и направлены перпендикулярно поверхности теплоотвода (рис. 1, б). Поэтому для достижения равномерной мелкозернистой структуры было применено модифицирование расплава перед заливкой. Модифицирующие добавки вводились в виде лигатур. Вначале применялась лигатура $\text{AlTi } 10$, а затем комплексная лигатура $\text{AlTi } 5\text{B}1$,

которые вводились в ковш с жидким алюминием перед разливкой. Температура ввода лигатуры не превышала 730°C , поскольку увеличение перегрева расплава до 80 K и более приводит к частичной или полной дезактивации модифицирующих добавок [2].

Добавка $0,048\%$ титана способствует получению более равномерной структуры. Размер макрозерен уменьшается от $0,2-0,8\text{ мм}$ до $0,05-0,4\text{ мм}$, хотя встречаются относительно крупные зерна.

Установлено, что очень эффективно измельчается зерно алюминиевых заготовок при совместном модифицировании титаном и бором [3]. Соотношение между содержаниями титана и бора должно быть $5:1$ [4]. Добавка совместно $0,016\%$ титана и $0,005\%$ бора позволяет получать равномерную мелкозернистую структуру. Размер зерен составляет $0,05-0,1\text{ мм}$. Заготовка с такой структурой обладает меньшей анизотропией физико-механических свойств и лучшей прокатываемостью.

На анизотропию физико-механических свойств оказывает влияние скорость литья. Увеличение скорости литья приводит к наклону макрозерен относительно нормали к поверхности тепловода. Следовательно, меняется и анизотропия свойств заготовки.

Макроструктура образца из немодифицированного алюминия свидетельствует, что увеличение скорости от $0,24\text{ м/с}$ до $0,5\text{ м/с}$ приводит к изменению угла наклона зерен относительно нормали от нуля до 20° . Регулируя скорость литья, можно получить ленту с заданной анизотропией физико-механических свойств.

Механические свойства лент, полученных прокаткой наморозженных заготовок, превышают соответствующие требования ГОСТа 13726-68.

Л и т е р а т у р а

1. Плавка и литье алюминиевых сплавов. Справочное пособие. М., 1970. 2. Баландин Г.Ф. Основы формирования кристаллического строения отливок, 1973. 3. Чак Й., Сабо Л. Модифицирование алюминия и его сплавов лигатурой AlTi 5B1 . - "Цветные металлы", 1977, № 7. 4. Напалков В.И. Исследование влияния добавок титана и бора на структуру слитков алюминиевых сплавов. - "Технология легких сплавов", 1977, № 3.

Н.П.Жмакин, канд.техн.наук,
Ю.А.Лосюк, канд.техн.наук,
А.В.Никитин, А.С. Калиниченко

АНАЛИЗ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА СИСТЕМЫ "РАСПЛАВ - КОРКА - КРИСТАЛЛИЗАТОР"

При литье намораживанием одна сторона заготовки формируется на поверхности кристаллизатора, а другая образована растущим фронтом кристаллов. Процесс намораживания является высокоинтенсивным в тепловом отношении, поэтому вследствие неустановившегося теплового режима при формировании заготовки могут идти процессы намораживания и подплавления. Проанализируем влияние теплового режима кристаллизатора на характер процесса намораживания для малых чисел Фурье (Fo). Рассмотрим уравнение теплового баланса на границе раздела фаз

$$\lambda_1 \frac{dT_1}{dx} = \rho_1 r_1 \frac{d\xi}{dt} + \lambda'_1 \frac{dT'_1}{dx}, \quad (1)$$

где T_1 и T'_1 - температуры корки и расплава у границы раздела фаз соответственно К; λ_1 и λ'_1 - коэффициенты теплопроводности твердой корки и расплава соответственно, Вт/м·К; r_1 - удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; ξ - толщина затвердевшего слоя, м; t - время, с; ρ - плотность, кг/м³.

Процессы намораживания, равновесия или подплавления корочки характеризуются неравенствами

$$\frac{d\xi}{dt} > 0; \quad \frac{d\xi}{dt} = 0; \quad \frac{d\xi}{dt} < 0. \quad (2)$$

Преобразовывая (1) получим

$$\lambda_1 \frac{dT_1}{dx} \leq \lambda'_1 \frac{dT'_1}{dx}. \quad (3)$$

Правую часть неравенства (3) можно представить в виде

$$\lambda'_1 \frac{dT'_1}{dx} = \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}), \quad (4)$$

где α_c - коэффициент теплоотдачи от расплава к корке, Вт/м²·К; $T_{\text{зал}}$, $T_{\text{кр}}$ - температуры заливки и кристаллизации, соответственно, К.

Так как толщина корочки много меньше глубины ванны и материал заготовки имеет высокий коэффициент теплопроводности, то можно принять температуру корки равной температуре кристаллизации. Допустим, что температура в зазоре меняется по линейному закону. Тогда запишем

$$\lambda_1 \frac{dT}{dx} = \alpha_1 [T_{\text{кр}} - T_{2\text{п}}(t)], \quad (5)$$

где α_1 - коэффициент теплопроводности через зазор, Вт/м²·К; $T_{2\text{п}}(t)$ - температура рабочей поверхности кристаллизатора, К.

Величина α_1 определяется согласно [1]:

$$\alpha_1 = \frac{2\lambda_{\text{заз}}}{\delta_{\text{заз}}} + 4,2 \eta \frac{\lambda_1 \lambda_2}{\lambda_1 + \lambda_2} \cdot 10^{-4}, \quad (6)$$

где $\lambda_{\text{заз}}$ - коэффициент теплопроводности вещества в зазоре, Вт/м·К; $\delta_{\text{заз}}$ - средняя высота микронеровностей, м; η - относительная площадь контакта; λ_2 - коэффициент теплопроводности материала кристаллизатора, Вт/м·К.

Условие намораживания с учетом (2), (4), (5) будет

$$\alpha_1 [T_{\text{кр}} - T_{2\text{п}}(t)] > \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}). \quad (7)$$

Температуру рабочей поверхности $T_{2\text{п}}(t)$ найдем из [2]:

$$T_{2\text{п}}(t) = \frac{T_{\text{кр}}}{1 + \frac{1}{\text{Bi}}} + T_{\text{зп}} + \sum A_n \sin \mu_n \exp(-\mu_n^2 \text{Fo}), \quad (8)$$

где $\text{Fo} = \frac{\alpha_2 t_n}{x_2^2}$; $\text{Bi} = \frac{\alpha_1 x_2}{\lambda_2}$; x_2 - толщина кристаллизатора, м.

Значения μ_n находим как корни характеристического уравнения

$$\frac{\mu_n}{Bi} = -\operatorname{tg} \mu_n. \quad (9)$$

Преобразовывая (7), получим

$$\frac{T_{кр} - T_{2п(t)}}{T_{зал} - T_{кр}} > \frac{\alpha_c}{\alpha_1}. \quad (10)$$

Обозначим

$$\theta = \frac{T_{кр} - T_{2п(t)}}{T_{зал} - T_{кр}}; \quad B = \frac{\alpha_c}{\alpha_1} \quad (11)$$

и условие (3) запишем в виде

$$\theta \leq B. \quad (12)$$

Для нахождения параметров, при которых наблюдается намораживание, равновесие или подплавление корочки, была составлена и реализована "Фортран" - программа. Данные расчета позволили построить номограммы для нахождения областей устойчивого намораживания и расчета скорости роста корочки. Скорость роста найдем из (1) с учетом (4), (5), (11):

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{\Delta T_{пер}}{\rho_1 r_1} (\alpha_1 \theta - \alpha_c), \quad (13)$$

где $T_{пер} = T_{зал} - T_{кр}$.

Для определенных значений $\Delta T_{пер}$, B и F_0 по номограмме можно определить параметр θ и рассчитать скорость роста корочки, а также характер формирования.

Л и т е р а т у р а

1. Шлык Ю.П., Ганин Е.А., Царевский С.Н. Контактное термическое сопротивление. М., 1977. 2. Лосюк Ю.А., Никитин А.В., Определение толщины ленты, намораживаемой на вращающийся кристаллизатор. - В сб.: Металлургия, вып. 9. Минск, 1976.

Н.Е.Волкова, канд.техн.наук,
Ю.Н.Гафо, Ю.А.Волков, канд.техн.наук

ПРИБЛИЖЕННЫЙ РАСЧЕТ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Широкие возможности получения многослойных изделий с точной геометрией произвольно расположенных слоев обеспечивают способы последовательного закрепления их различными органическими крепителями с последующей деструкцией и возгонкой крепителей при спекании.

Толщина слоя зависит от температурно-временных условий и теплофизических свойств оснастки и порошка, поэтому для осуществления процесса необходимо рассчитать основные параметры технологии.

Чтобы решить поставленную задачу, необходимо найти закон продвижения со временем фронтов начала плавления связующего $X_{п.н.}$ и конца его полимеризации $X_{п.к.}$

Общее уравнение теплового баланса имеет вид

$$dQ = dQ_{акк} + dQ_{п}, \quad (1)$$

где dQ - количество подведенного тепла; $dQ_{акк}$ - количество тепла, аккумулированного полимеризованным слоем; $dQ_{п}$ - количество тепла, затраченного на полимеризацию.

Количество подведенного тепла

$$dQ = \lambda_n \frac{T_{пов} - T_{п.н.}}{x_{п.н.}} F d\tau, \quad (2)$$

где λ - коэффициент теплопроводности материала; F - площадь поверхности; $d\tau$ - время; $T_{пов}$ - температура поверхности оснастки; $T_{п.н.}$ - температура начала полимеризации; n - показатель степени параболы (при линейном распределении температуры в сечении тела $n = 1$).

Количество аккумулированной температуры включает теплоту перегрева

$$dQ_{акк} = \frac{1}{n+1} F \rho c (T_{пов} - T_{п.н.}) dx_{п.н.} + F \rho c (T_{п.н.} - T_0) dx_{п.н.}, \quad (3)$$

где ρ - плотность материала; c - удельная теплоемкость; T_0 - начальная температура материала.

Тепло полимеризации можно определить так:

$$dQ_{\Pi} = \frac{1}{2} (dX_{\Pi.Н} + dX_{\Pi.К}) F \rho r_{\Pi} \Delta T_{\Pi} g_0. \quad (4)$$

Здесь величина $\frac{1}{2} (dX_{\Pi.Н} + dX_{\Pi.К}) F$ представляет собой объем, в котором произошла полимеризация за время $d\tau$; r_{Π} - удельная теплота полимеризации связующего; g_0 - содержание связующего; $\Delta T_{\Pi} = T_{\Pi.К} - T_{\Pi.Н}$ - интервал температур, в котором происходит полимеризация.

Уравнение теплового баланса (1) после некоторых преобразований примет вид

$$\lambda_{\Pi} = \frac{T_{\text{пов}} - T_{\Pi.Н}}{x_{\Pi.Н}} F d\tau = \frac{1}{n+1} F \rho c (T_{\text{пов}} - T_{\Pi.Н}) dx_{\Pi.Н} +$$

$$+ F \rho c (T_{\Pi.Н} - T_0) dx_{\Pi.Н} + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{\frac{\Delta T_{\Pi}}{T_{\text{пов}} - T_{\Pi.К}}} \right) F \rho g_0 r_{\Pi} dx_{\Pi.Н}.$$

Интегрирование этого уравнения с разделяющимися переменными дает

$$x_{\Pi.Н} = \sqrt{\frac{2n\lambda}{\rho c \left[\frac{1}{n+1} + \frac{T_{\Pi.Н} - T_0}{T_{\text{пов}} - T_{\Pi.Н}} + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{1 + \frac{\Delta T_{\Pi}}{T_{\text{пов}} - T_{\Pi.К}}} \right) \right] x}$$

$$\left. \frac{g_0 r_{\Pi}}{c(T_{\text{пов}} - T_{\Pi.Н})} \right] \tau} \quad (5)$$

Толщина полностью полимеризованного слоя $x_{\Pi.К}$ находится

$$x_{п.к} = x_{п.н} \frac{1}{1 + \frac{\Delta T_{п}}{T_{пов} - T_{п.к}}} \quad (6)$$

Предложенный метод расчета позволяет определить время получения затвердевшего слоя заданной толщины с достаточной для практических целей точностью.

УДК 621.746.6

Э.А.Гурвич,
Р.И.Есьман, канд.техн.наук

УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ

В работе представлены результаты экспериментальных исследований некоторых особенностей и факторов, существенно влияющих на процесс теплообмена между отливкой и кокилем.

На рис. 1, а, б, представлено влияние длины кокиля и интенсивности теплообмена на его внешней поверхности на динамический характер прогибов металлической формы (отливка — сплав АЛ4, кокиль — сталь, $r = 30$ мм, $X_1 = 21$ мм, $X_{кр} =$

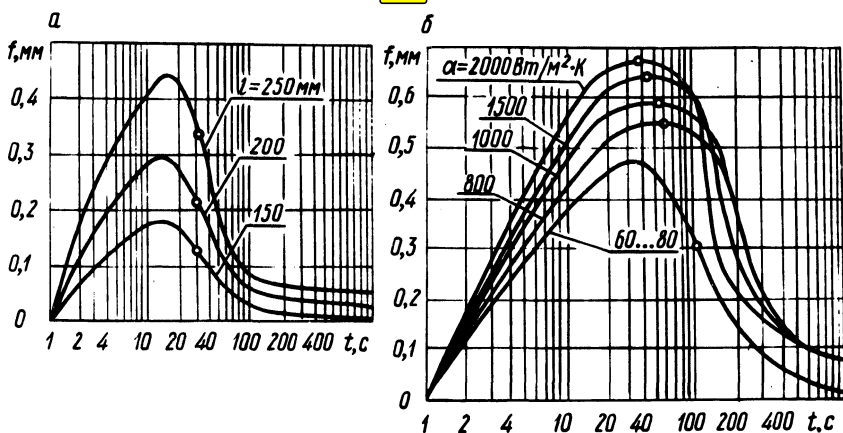


Рис. 1. Динамический характер прогибов металлической формы: а — при различной длине кокиля; б — при различной интенсивности теплообмена α_2 .

$= 0,3$ мм, $\lambda_{кр} = 0,35$ Вт/м·К). Из графиков рис. 1 видно, что увеличение этих параметров приводит к росту максимальной величины прогибов. Кроме того, при принудительном охлажде-

нии максимальные или близкие к ним по величине деформации сохраняются значительно дольше, чем при естественном охлаждении формы. Это обусловлено длительностью равновесия между теплом, поступающим от отливки к форме, и теплом, которое отводится теплоносителем.

На кривые деформации нанесены точки, соответствующие моментам образования зазора, а характер его изменения является зеркальным отображением продолжения кривых деформации, начиная с этих точек. Анализ показывает, что момент образования зазора в большей степени зависит от интенсивности охлаждения, чем от длины формы, в то время как на максимальную его величину существенное влияние оказывают оба фактора. При принудительном охлаждении момент образования зазора совпадает с началом спада кривой деформации, а при естественном – с промежуточной точкой на кривой спада.

Кинетика газового зазора, представляющего значительное термическое сопротивление, оказывает решающее влияние на теплообмен между отливкой и металлической формой. На рис. 2 представлены зависимости времени затвердевания отливки от длины кокиля и коэффициента теплоотдачи на его внешней поверхности. Как видно из приведенных зависимостей, время затвердевания отливки с увеличением длины кокиля увеличивается (рис. 2, кривая 1). Это объясняется ростом газового зазора при увеличении деформации кокиля.

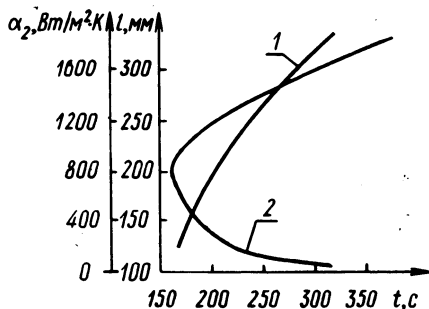


Рис. 2. Влияние длины кокиля и коэффициента теплоотдачи α_2 на время затвердевания отливки.

Кривая 2 (рис. 2) характеризует изменение времени затвердевания от коэффициента теплоотдачи на внешней поверхности кокиля. Из хода кривой видно, что наименьшее время затвердевания соответствует значениям коэффициента α_2 , равным 800–1000 Вт/м²·К. Это объясняется следующими факторами. Увеличение коэффициента теплоотдачи α_2 приводит, с одной стороны, к более интенсивному теплоотводу с внешней поверхности, а с другой стороны, вызывает более интенсивный

рост газового зазора. При этом максимальная величина зазора возрастает, что ухудшает теплообмен в зоне контакта отливка - форма.

В приведенных диапазонах оптимальных коэффициентов теплоотдачи наилучшими характеристиками обладают теплоносители: масло, водовоздушная смесь, пароводяная смесь и т.д.

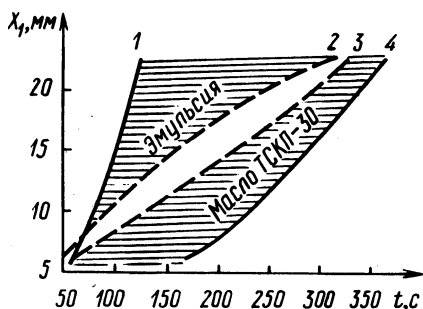


Рис. 3. Сравнительный график тепловых режимов кокиля и отливки при различных теплоносителях.

На рис. 3 представлен сравнительный график времени выбивки ($T^B = 450^\circ\text{C}$) отливки различной толщины из сплава АЛ4 и цикл плоского стального кокиля ($X_2 = 20\text{ мм}$, $X_{\text{кр}} = 0,3\text{ мм}$, $\lambda_{\text{кр}} = 0,35\text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, $T_2^{\text{нач}} = 200^\circ\text{C}$). Кривая 1 (рис. 3) соответствует циклу кокиля, охлаждаемого эмульсией (ГОСТ 1975-75), скорость теплоносителя равнялась $0,45\text{ м/с}$; кривая 2 - время охлаждения отливки до T^B при литье в кокиль, охлаждаемый эмульсией; кривая 3 - время охлаждения отливки до T^B при литье в кокиль, охлаждаемый маслом ТСКП-30 ($W^B = 0,45\text{ м/с}$); кривая 4 - цикл кокиля, охлаждаемого маслом ТСКП-30. Из графиков рис. 3 видно, что при охлаждении кокиля эмульсией его цикл почти при всех толщинах отливки меньше времени выбивки отливки и только при $X_1 < 7\text{ мм}$ превышает его. При охлаждении кокиля маслом цикл кокиля (рис. 3, кривая 4) во всех случаях больше технологического цикла (рис. 3, кривая 3).

Полученные зависимости позволяют в каждом конкретном случае выбрать теплоноситель, обеспечивающий оптимальный тепловой режим отливки и кокиля, создать условия для управления и регулирования процессом теплообмена при литье в кокиль.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВАНАДИЕВЫХ
ЧУГУНОВ

В работе исследовали влияние скорости скольжения и удельного давления на износостойкость серого чугуна следующего состава: 3,3% С, 1,8% Si, 0,6% Mn, 0,12% S, 0,15% P, с добавками ванадия до 1,0% к весу металла. Испытание на износостойкость проводили на машине МТ-2 в условиях сухого трения скольжения при различных скоростях (от 0,2 до 5,0 м/с). Добавки ванадия в чугун до 1,0% привели к измельчению включений графита и исчезновению феррита. Общее количество графита при этом уменьшилось от 16 до 11%. Дисперсность перлита несколько возросла, а размер эвтектического зерна изменился незначительно. При добавке ванадия 0,8% в структуре появляется ледебуритная эвтектика (до 10%), расположенная по границам эвтектических зерен. Появление ледебуритной эвтектики способствует резкому увеличению твердости и уменьшению предела прочности при изгибе.

Следует также отметить, что увеличение присадки ванадия от 0,6 до 1,0% приводит к значительному увеличению глубины отбела.

Результаты исследований износостойкости чугунов с различным содержанием ванадия показаны на рис. 1. Как видно,

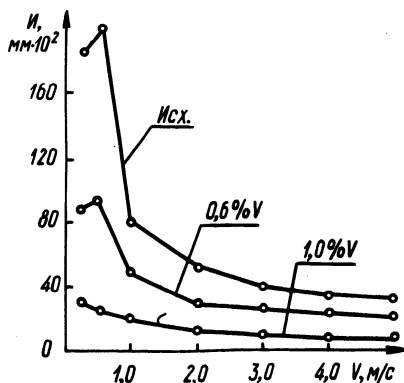


Рис. 1. Влияние скорости скольжения (v) на износостойкость (I) серого чугуна с ванадием.

увеличение содержания ванадия значительно повышает износостойкость сплава. Например, добавки ванадия до 0,6% увеличивают износостойкость чугуна при скорости скольжения

0,5 м/с в 5 раз. При этом твердость чугуна повышается значительно. Рост износостойкости можно объяснить легирующим действием ванадия.

На поверхности контртела исходного сплава и сплава с указанной концентрацией ванадия до скорости скольжения, равной 1,0 м/с, наблюдаются следы адгезии. При скоростях скольжения, превышающих 1,0 м/с, трущаяся пара работает в окислительном режиме. В данном случае на поверхности трения обнаруживаются окислы Fe_3O_4 . Сплав, содержащий 1,0% ванадия, не подвергается адгезионному взаимодействию в интервале исследуемых скоростей скольжения. Это связано с тем, что ледебуритная составляющая структуры воспринимает нагрузку контактируемых поверхностей и в значительно меньшей степени склонна к адгезионному схватыванию с поверхностью контртела, по сравнению с однородной перлитной структурой.

Величина износа исходного материала и сплава, легированного ванадием при скоростях скольжения 1–5 м/с, отличается в меньшей степени, чем при скоростях от 0,2–1,0 м/с. При повышенных скоростях скольжения возникают высокие температуры на поверхностях трения под действием пластической деформации, что вызывает интенсивное окисление соприкасаемых поверхностей. Окисные пленки, непрерывно образующиеся на поверхности, препятствуют молекулярному взаимодействию материалов.

Таким образом, ванадий существенно повышает износостойкость серого чугуна в интервале скоростей от 0,2 до 1,0 м/с в условиях сухого трения. При скоростях скольжения больше 1,0 м/с ванадий оказывает незначительное влияние на износостойкость. Наличие смазки на поверхности трения должно повышать износостойкость ванадиевого чугуна при скоростях скольжения больше 1,0 м/с, так как в этом случае не будут развиваться окислительные процессы на контактируемых поверхностях.

Ввиду высокой стоимости феррованадия, интерес представляет получение легированных ванадиевыми чугунов с использованием природнолегирующей шихты.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ
НИЗКОКРЕМНИСТОГО СЕРОГО ЧУГУНА

В работе исследовали влияние микролегирующих добавок ферроцерия, силикокальция, алюминия и магния на склонность к отбелу низкокремнистого чугуна. Чугун, содержащий 3,0% С, 1,0% Si и 0,7% Mn, выплавляли в шахтной печи с силитовыми нагревателями в графитошамотных тиглях ТГ10. Расплав нагревали до 1480° С. Микролегирующие добавки вводили в металлической фольге при температуре расплава 1450° С. Температуру контролировали платинородий-платиновой термопарой погружением в расплав. Заливку форм производили при температуре металла 1350° С. Глубину отбела определяли на образцах, залитых в сухую песчаную форму со сквозной щелью 8 x 110 x 35 мм. Форма устанавливалась на массивную стальную плиту и со стороны соприкасающейся с ней грани 8 x 110 по высоте образца формировался концентрированный отбеленный слой.

На рис. 1 приведены результаты исследований по влиянию FeCe, Al и SiK25 при раздельном их введении в расплав в различных количествах на величину отбела (O) низкокремни-

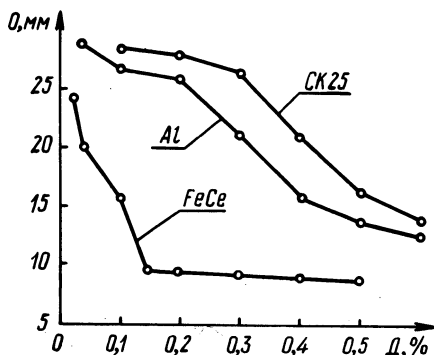


Рис. 1. Влияние ферроцерия, алюминия, силикокальция на глубину отбела низкокремнистого серого чугуна.

того чугуна. Все исследуемые добавки (Д), особенно FeCe, снижают склонность чугуна к отбелу, однако не в такой степени, чтобы гарантировать отсутствие отбела в тонкостенной отливке.

Известно, что эффект воздействия добавок усиливается при комплексном их введении. Поэтому сделана попытка найти сос-

Таблица 1.

Факторы	FeSe, %, (a)	Al,% (b)	Mg,% (c)	СК25, %	Отбел, мм	Твер- дость НВ, кг/мм ²
Код	X ₁	X ₂	X ₃		Y ₁	Y ₂
Основной уровень	10	20	5			
Интервал варьирования	5	10	2			
Верхний уровень	15	30	7		до 100%	
Нижний уровень	5	10	3			

тав комплексной добавки, включающей FeSe, Al, Mg, СК25 и обеспечивающей требуемое снижение отбела. Решение такой экстремальной задачи осуществлялось с применением метода математического планирования эксперимента Бокса-Уилсона. Условия проведения экспериментов приведены в табл. 1.

Был реализован полный факторный план из 8 опытов (1, bc, ab, ac, a, abc, b, c)* и опыт на основном уровне. Лигатуры соответствующего состава выплавляли в атмосфере аргона при 1050°С. Количество лигатуры, вводимой в расплав чугуна, составляло 0,7% к весу металла.

В результате реализации плана получены следующие значения параметра оптимизации Y₁ (отбел, мм) соответственно: 22, 21, 18, 18, 17, 17, 17, 10, 18 и 12 мм в опыте на основном уровне.

Статистическая обработка результатов эксперимента показала, что в выбранных интервалах варьирования факторов функция отклика не линейна (велики эффекты взаимодействия) и нельзя определить градиент движения к области оптимума.

Однако среди опробованных вариантов комплексных лигатур в опыте 7 был получен результат, удовлетворяющий предъяв-

* В первом опыте все факторы на нижнем уровне. Буквы а, b и с означают, что соответствующий фактор в опыте взят на верхнем уровне.

ленным требованиям. Лигатура, содержащая 5% FeSe, 30% Al, 3% Mg и 62% СК25, обеспечивала снижение отбела до требуемого уровня. Этот вариант состава комплексной лигатуры был принят для дальнейших исследований по изучению влияния количества вводимой добавки на величину отбела и механические свойства низкокремнистого чугуна.

Данные экспериментов показывают экстремальную зависимость величины отбела механических свойств чугуна от количества вводимой комплексной лигатуры. Введение лигатуры в количествах от 0,3 до 0,7% к весу расплава снижает отбел, твердость и сопротивление изгибу, что связано с увеличением графитизирующей ее способности. Оптимальное сочетание свойств наблюдается при введении лигатуры в количестве 0,7%.

Увеличение количества добавки от 0,7 до 1,2% повышает незначительно склонность чугуна к отбелу, что, вероятно, вызвано появлением избыточной концентрации поверхностно-активных примесей магния и церия.

УДК 622.613.5:621.745.34

Ю.П.Ледян, канд.техн.наук,
Н.А.Дорожкевич

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА КОРРОЗИОННУЮ АКТИВНОСТЬ ОБОРОТНОЙ ВОДЫ

Металлоконструкции аппаратов очистки ваграночных газов мокрого типа работают в условиях повышенного коррозионного износа, который значительно сокращает срок их эксплуатации. Отходящие ваграночные газы являются весьма агрессивной средой, вызывающей интенсивное коррозионное разрушение. Они содержат целый ряд окислов серы и других серосодержащих составляющих. Температура отходящих ваграночных газов при горении окиси углерода поднимается до $700-900^{\circ}\text{C}$, а в некоторых случаях (при проплаве) до 1100°C . Окислы серы довольно хорошо растворяются в воде.

Вода, применяющаяся в замкнутых системах оборотного водоснабжения аппаратов очистки, при длительном использовании приобретает кислотные свойства, что приводит к увеличению скорости коррозии. При обороте в течение 4-5 суток кислотность воды возрастает до $\text{pH} = 4-4,5$ ед. при исходной $\text{pH} = 7$ ед.

Коррозионная активность воды может быть значительно снижена путем ее нейтрализации до $pH = 7$ ед. Другим путем уменьшения коррозии является введение в оборотную воду поверхностно-активных веществ (ПАВ), которые снижают поверхностное натяжение и увеличивают эффективность процесса пылеулавливания. Необходимо использовать вещества, имеющие щелочную реакцию, что обеспечивает нейтрализацию кислотных свойств оборотной воды.

Молекулы поверхностно-активных веществ, адсорбируясь на границе раздела фаз, выполняют роль пассиваторов и образуют на поверхности металла пленку, которая значительно снижает скорость коррозионного разрушения.

Исследования коррозии металла применительно к условиям работы аппаратов очистки мокрого типа проводились на измерителе скорости коррозии Р5035. Этот прибор предназначен для определения скорости коррозии металлов в кислых средах путем измерения сопротивления поляризации двухэлектродного датчика на постоянном токе с одновременной компенсацией R раствора на переменном токе и начальной Э.Д.С. на постоянном токе. Измеритель скорости коррозии заменяет широко используемый в коррозионной практике гравиметрический метод, что позволяет резко сократить время измерения.

Исследования показали, что увеличение кислотности оборотной воды до $pH = 5$ ед., резко повышает скорость линейной коррозии (рис. 1, кривая 1). Введение в оборотную воду растворов поверхностно-активных веществ значительно снижает скорость коррозии даже при увеличении кислотности до $pH = 4,5-5$ ед. На рис. 1 кривая 2 соответствует изменению скорости коррозии стали Ст. 3 в зависимости от кислотности оборотной воды при содержании в ней смачивателя ДБ в концентрации 0,05%. Кривая 3 соответствует изменению скорости коррозии оборотной воды при введении сульфитно-спиртовой барды в концентрации 0,25%.

Физико-химические свойства растворов поверхностно-активных веществ могут быть существенно изменены при активации их электрическими полями. Одновременно с этим возрастают их антикоррозионные свойства. На рис. 2 представлено изменение скорости коррозии 0,25% раствора сульфитно-спиртовой барды, подвергнутой электроактивации постоянным (рис. 2, кривая 1) и переменным (рис. 2, кривая 2) полями различной напряженности. Кислотность исходного раствора поддерживалась в пределах $pH = 3,25$ ед. Установлено, что электроакти-

вация приводит к весьма существенным изменениям свойств раствора. Скорость коррозии в исходном растворе составляет 0,75 мм/год, а при активации постоянным электрическим полем падает до 0,28 мм/год для напряженности 2,5 в/см. Наибольший эффект снижения скорости коррозии наблюдается при обработке постоянным электрическим полем в диапазоне от 2,5 в/см до 10 в/см. Увеличение напряженности свыше 12 в/см приводит к возрастанию скорости коррозии до первоначального значения.

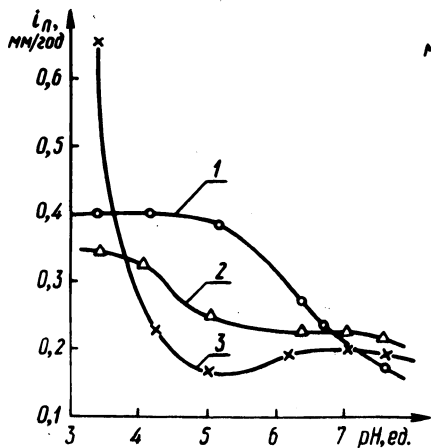


Рис. 1. Влияние кислотности оборотной воды на изменение ее коррозионной активности: 1 – техническая вода; 2 – 0,05% раствор ДБ; 3 – 0,25% раствор сульфитно-спиртовой барды.

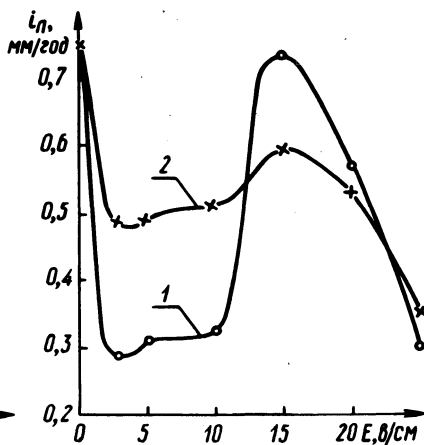


Рис. 2. Влияние электроактивации раствора сульфитно-спиртовой барды на изменение скорости коррозии: 1 – постоянное электрическое поле; 2 – переменное электрическое поле.

Исследования растворов ДС-РАС различной концентрации показали, что это вещество обладает исключительно сильными антикоррозионными свойствами. Коррозия в растворах ДС-РАС концентраций 0,05 – 0,1% при понижении рН до 3 ед. практически отсутствует.

О.А.Белый, В.Е.Волосенков, канд.техн.наук,
Б.А.Чепыжов, И.Ф.Цедрик, С.В.Дорожко

ПРИМЕНЕНИЕ ГУБЧАТОГО ЖЕЛЕЗА ПРИ ПЛАВКЕ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Качество отливок из высоколегированных сталей, работающих при высоких температурах, в условиях термоциклирования и газовой коррозии во многом зависит от содержания в них примесей, таких как углерод, свинец, мышьяк и др. Основным источником примесей при электродуговой плавке хромоникелевых сталей, содержащих до 50% хрома и никеля, является стальная лом.

Анализ колебаний химического состава сталей марок X18H11CЛ, X18H24C2Л и X18H35CЛ, выплавленных на МТЗ, показал, что одной из трудностей получения качественных сталей является отсутствие шихтовых материалов, обеспечивающих требуемое содержание углерода, не более 0,3%. В настоящее время обезуглероживание сталей производится с помощью длительного кипения ванны и продувки ее кислородом, что существенно усложняет плавку.

В связи с этим применение чистого по микропримесям металлургического сырья, содержащего до 0,1% углерода для получения качественных легированных сталей, представляет существенный интерес.

Металлизированное сырье, состав которого приведен в табл.1, использовалось в шихте взамен 30-50% стального лома при электродуговой плавке в печи ДСП-3 м, что составляло соответственно 7-15% от веса металлозавалки.

Губчатое железо загружалось в дуговую печь вместе с остальными компонентами шихты, а также на жидкую ванну. При введении металлургического сырья по последнему варианту, плавление протекало быстро без заметного увеличения объема шлака. Общая длительность цикла плавки стали при использовании губчатого железа сокращается за счет быстрого плавления шихты и ускоренной доводки металла по углероду. При этом происходит интенсивное кипение ванны и устраняется необходимость продувки стали кислородом. Экспресс-анализ стали в течение плавки показал, что после ввода в печь губчатого железа концентрация углерода резко снижается и достигает требуемого значения.

Таблица 1.

Вид метал- лизо- ванного сырья	Содержание, %									
	Fe _{общ}	Fe _{мет}	SiO ₂	CaO	MgO	MnO	P	S	C	Al ₂ O ₃
Губча- тое железо	97	92-95	0,5	0,05	0,05	0,26	0,035	0,07	0,08	0,13
Метал- лизо- ванные окаты- ши	91	83,5	4,1	0,1	0,05	-	0,06	0,01	0,08	0,66

Механические свойства сталей опытных плавков характеризуются более высокими значениями пластичности. Снижение содержания углерода и вредных микропримесей в стали, полученной с использованием губчатого железа, способствует повышению эксплуатационной стойкости отливок.

Из стали марки X18H24C2Л были отлиты и испытаны в производственных условиях поддоны для печи нормализации. Стойкость опытных поддонов на 10...15% выше по сравнению со стойкостью поддонов, полученных по традиционной технологии.

На основании полученных результатов разработана и рекомендована к внедрению технология плавки, которая позволяет сократить расход дорогостоящих легирующих материалов и упростить технологию плавки.

УДК 621.74.043:669.715

А.М.Галушко, канд.техн.наук,
Б.М.Немененок

О ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

В настоящее время для получения силумина широко используют алюминиево-кремниевые сплавы электротермического способа производства. Сущность этого технологического процесса

заключается в совместном восстановлении окислов алюминия и кремния углеродом в электродуговой печи при температуре 2100–2300° С. Наличие восстановительной атмосферы способствует восстановлению практически всех элементов из их окислов, имеющихся в сырье. Как показали результаты микро-рентгеноспектрального анализа, выполненного на приборе типа J X4-5A, в электротермическом силумине обнаружены следующие элементы: Mn, Fe, Cr, Ti, V, Zr, Mg и Ca. Взаимодействие присутствующих примесей является причиной образования различных интерметаллических фаз, ухудшающих технологические и механические свойства отливок. Это видно из табл. 1, в которой приведены свойства силумина марки СИЛ-2 различного способа производства.

Более высокие прочностные свойства электротермического силумина обусловлены наличием в сплаве соединений титана, ванадия и циркония. Последние, как известно, измельчают зерно твердого раствора на основе алюминия, вследствие чего сплав упрочняется. Однако повышенная загрязненность данного материала является причиной повышенной газонасыщенности и неудовлетворительной пластичности. Поэтому применение электротермического силумина ограничивается в основном литьем толстостенных несложных по конфигурации отливок.

С целью повышения пластичности и расширения области использования электротермического силумина проводилась обработка расплава некоторыми элементами.

Положительное влияние на изучаемую характеристику оказали калий, литий и натрий. Введение в сплав этих элементов позволило получить мелкозернистое строение эвтектики и улучшить пластичность. Относительное удлинение также значитель-

Таблица 1.

Способ производства сплава СИЛ - 2	Свойства сплава СИЛ-2			
	предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	твёрдость по Бригеллю, кгс/мм ²	относительное удлинение, %	газосодержание, см ³ /100 г
Электротермический	21,8	65	3,0	0,56
Синтетический	19,5	54	4,3	0,32

но повышается при обработке расплава медью, цинком и иттрием. Влияние исследуемой группы элементов на механические свойства сплава СИЛ-2 показано в табл. 2.

Для практики литья наибольший интерес представляет медь. Это обусловлено наметившейся тенденцией к более широкому применению вторичного сырья для изготовления качественных отливок. Многие вторичные сплавы в числе примесей содержат медь. Данное обстоятельство было использовано в условиях Минского моторного завода, где в шихту сплава АЛ4 вводится вторичный чушковый сплав АК9. Расплав обрабатывался 0,05% серы и гексахлорэтаном в количестве 0,16%. Данная обработка удвоенным количеством гексахлорэтана позволяет получать сплав с малым газосодержанием. Присутствующая во вторичном сплаве медь положительно влияет на относительное удлинение сплава АЛ4, выплавленного на базе электротермического силумина.

Таблица 2.

Микролегирующий элемент	Величина добавки, вес, %	Механические свойства		
		Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Твердость по Бринеллю, кгс/мм ²
Исходный сплав	-	21,8	3,0	65
Медь	0,05	21,3	5,2	63,9
	0,1	21,3	4,5	63,9
	0,2	21,8	4,3	65,5
	0,3	23,2	4,0	70,6
Цинк	0,1	19,6	4,6	59,5
	0,2	19,9	4,7	58,1
	0,3	20,8	5,0	59,5
Иттрий	0,05	20,3	4,3	59,5
	0,1	20,6	5,0	62,4
	0,2	21,6	3,84	62,4
	0,3	18,9	2,2	62,4

Таким образом, выполненные исследования доказывают принципиальную возможность расширения области применения силумина электротермического способа производства.

УДК 621.74.043:669.715

Б.М.Немененок, Э.Л.Костюкевич,
Ю.В.Маркаров, В.С.Очеретяный,
Л.С.Мурашкина, Г.В.Довнар

ПРОЦЕСС ПЛАВКИ СПЛАВА АЛ4 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В ШИХТЕ ВТОРИЧНОГО ЧУШКОВОГО СПЛАВА АК9

В цехе алюминиевого литья Минского моторного завода проводилось исследование особенностей плавки сплава АЛ4 на шихте, состоящей из силуминов различного способа производства и 20% вторичного чушкового сплава АК9.

Шихта готовилась из 40–60% свежих материалов, остальное количество из возврата собственного производства. Таким образом общая масса вторичного сырья в шихте достигала 40–50%. Плавки проводили в промышленных печах типа ИАТ-6. Жидкий сплав обрабатывался добавкой 0,16% гексахлорэтана и жидким универсальным флюсом в количестве 1,0% от массы плавки. Часть металла дополнительно микролегировалась серой. Ее количество составляло 0,01%. Металл каждой плавки подвергался контролю по химическому составу, механическим свойствам, газонасыщенности, жидкотекучести и количеству брака наиболее браконосных отливок.

Химический состав сплава всех плавов находился в пределах требований ГОСТа 2683–75 на сплав АЛ4: Si – 8,0 – 10,5; Mg – 0,17 – 0,34; Fe – 0,32 – 0,86; Mn – 0,17 – 0,50; Cu – 0,13 – 0,30.

Анализ содержания газов и загрязненности металла показал, что после рафинирования и микролегирования он может быть использован для получения качественных отливок. Содержание газов в металле находилось в пределах 0,23–0,34 см³/100 г.

Влияние природы силумина и присадки серы на жидкотекучесть и механические свойства сплава АЛ4 показано в табл.1.

Таблица 1.

Состав	Способ производ- ства си- лумина	Свойства сплава АЛ4			
		Жидкотече- кость, мм	Предел прочнос- ти при растяже- нии, кгс/мм ²	Относи- тельное удлине- ние, %	Твердость, кгс/мм ²
АЛ4+20% АК9+0,01%S	синтети- ческий (КрАЗ)	398	29,4		94,3
АЛ4+20% АК9+0,01%S	электро- термичес- кий	330	29,6		99,7
АЛ4+20% АК9+0,01%S*		364	29,5	3,15	97,0
АЛ4+20% АК9	синтети- ческий (КрАЗ)	267	27,6		90,7
АЛ4+20% АК9	электро- термичес- кий	297	28,8		94,3
АЛ4+20% АК9*		282	28,2	2,56	92,5

Примечание: КрАЗ – Красноярский алюминиевый завод; звездочкой обозначены средние значения свойств отливок, приготовленных из синтетического и электротермического силумина.

Из данных табл. 1 видно, что прочностные свойства сплава АЛ4 находятся на достаточно высоком уровне. Добавка серы в расплав существенно повышает жидкотекучесть сплава. Получены также более высокие значения относительного удлинения при использовании серы. Это связано с измельчением и более равномерным распределением включений железосодержащей фазы. Однако следует учесть, что в табл. 1 приведены средние значения относительного удлинения. Следовательно, не-

Таблица 2.

Температура старения, °С	Механические свойства сплава АЛ4		
	предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	относительное удлинение, %	твёрдость, кгс/мм ²
150	31,5	3,8	100
170	30,9	2,6	95,5
185	30,1	3,2	86,0
200	29,5	3,4	87,8

которые значения находились ниже величины пластичности, обусловленной требованиями ГОСТа ($\delta \geq 3,0\%$).

Параллельно с термообработкой образцов по заводскому технологическому режиму проводились опыты по выбору оптимальной температуры старения. Результаты опытов* приведены в табл. 2.

Видно, что наряду с добавкой серы эффективным средством улучшения пластичности сплава АЛ4 является повышение температуры старения до 200° С.

Анализ брака наиболее браконосных отливок показал, что увеличение в шихте вторичного сырья до 20% практически не отражается на качестве литья.

Разработанный вариант технологического процесса плавки сплава АЛ4 со вторичным сырьем внедрен на Минском моторном заводе.

*

В работе принимали участие к.т.н. П.А.Пархутик и М.З. Лубенский.

Н.Е.Кулага, канд.техн.наук,
С.Н.Леках, канд.техн.наук, Ю.В.Мищенко,
В.А.Федосов, А.Н.Ушаков

ИССЛЕДОВАНИЕ АЭРОДИНАМИКИ УЗЛА ОТБОРА ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

Недостатком вагранок открытого типа с точки зрения очистки отходящих газов является то, что при их работе происходит подсос атмосферного воздуха через завалочное окно. Проведенные исследования показали, что за счет этого подсоса (в зависимости от размеров завалочного окна, скорости и температуры газов и разряжения в дымовой трубе) объем отходящих газов увеличивается в 2-3 раза, снижается их температура и концентрация окиси углерода. Эти обстоятельства отрицательно сказываются на стабильности и полноте дожигания окиси углерода, вызывают значительное удорожание пылегазоочистки вследствие увеличения размеров аппаратов очистки, расхода воды и электроэнергии. Поэтому разработка систем, исключающих или существенно уменьшающих подсос воздуха, имеет важное значение.

Перспективным является способ отбора газов ниже завалочного окна, исключающий аспирацию воздуха за счет аэродинамического сопротивления слоя шихты, расположенного выше узла отбора газов.

В работе приведены результаты исследований такого узла отбора и предлагается способ расчета, учитывающий технологические параметры, влияющие на стабильность его работы. Важнейшим из них является сопротивление "шихтовой пробки", которое определяется высотой слоя шихты (H), его порозностью (m), скоростью движения (V) и температурой газов.

Потери напора в слое определялись на установке, позволяющей в широких пределах изменять скорость газов. Были установлены количественные зависимости между сопротивлением слоя шихты, скоростью и температурой газов и видом шихтовых материалов.

В качестве примера в табл. 1 представлены результаты аэродинамической продувки слоя реальной шихты с порозностью $m = 0,604$, состоящей из 16% кокса, 42% собственного возврата и 42% литейного чугуна.

Таблица 1. Влияние скорости движения газов на аэродинамические характеристики слоя ваграночной шихты

Скорость газа, м/с	Критерий Рейнольдса	Высота слоя, м	Сопротивление слоя, мм.вод.ст.	Коэффициент сопротивления слоя
6	$29,2 \cdot 10^3$	0,8	175	5,63
5	$24,2 \cdot 10^3$	0,8	138	8,92
3	$14,6 \cdot 10^3$	0,8	65	13,2

Известно [1], что между коэффициентом сопротивления шихты (ϵ) и числом Рейнольдса существует зависимость типа

$$\epsilon = A \cdot Re^n, \quad (1)$$

где A и n коэффициенты, определяемые из графика функции $\epsilon = f(Re)$, построенного по экспериментальным данным.

Таким образом, зная вид шихты и скорость газов, можно определить коэффициент сопротивления слоя шихты. Используя найденную величину, по выражению (2) находится полное сопротивление слоя шихты ($\Delta P_{ш}$).

$$\Delta P_{ш} = \epsilon \frac{V^2}{2g} \gamma \frac{H}{d_{шд}}, \quad (2)$$

где γ - плотность газа в рабочих условиях, кг/м^3 ; $d_{шд}$ - эффективный гидравлический диаметр каналов, образованных кусками шихты, м.

Сопротивление "шихтовой пробки" оказывает решающее влияние на отношение (η) количества газов, поступающих в узел отбора, к выбиваемым через "шихтовую пробку" (табл. 2).

Видно, что увеличение высоты "шихтовой пробки" способствует более полному отсосу газов в узел отбора. Однако при превышении определенного слоя шихты эффективность работы узла отбора повышается незначительно. Как показали прове-

Таблица 2. Влияние высоты "шихтовой пробки" на эффективность работы узла отбора

Высота шихтовой пробки, м	Скорость газов в свободном сечении шахты вагранки, м ³ /с	Объем газов, выбиваемых через завалочное окно, м ³ /ч	Объем газов, поступающих в узел отбора, м ³ /ч	η
0,25	4,2	1620	1339	45
0,41	4,2	1400	1586	53
0,73	4,2	846	2143	72
0,89	4,2	705	2274	76
1,05	4,2	633	2332	78

денные эксперименты, для увеличения эффективности узла отбора необходимо создание в нем небольшого разряжения (3...4 мм вод.ст.), которое может быть обеспечено за счет геометрического напора трубы вагранки (ΔP_{Γ}).

Доля газов (K), выбиваемых через завалочное окно, может быть определена, исходя из условия равенства перепадов давлений в шахте вагранки, в области над шихтовой пробкой и в узле отбора

$$\Delta P_{\text{вагр}} = \Delta P_{\text{у.о}} + \Delta P_{\Gamma} \quad (4)$$

или

$$\epsilon_{\text{ш}} \frac{V^2 \cdot K^2}{m^2 \cdot 2g} \cdot \delta \frac{H}{d_{\text{шд}}} = \epsilon_{\text{у.о}} \frac{V^2 (1-K)^2}{2g} \cdot \delta + \Delta P_{\Gamma}, \quad (5)$$

где $\epsilon_{\text{у.о}}$ - коэффициент сопротивления узла отбора, зависящий от конструкции узла отбора и определяемый экспериментально.

Таким образом, из выражения (5) можно определить долю выбиваемых газов, т.е. эффективность работы узла отбора, зная технологические параметры (высоту "шихтовой пробки", вид шихты, скорость газа и разряжение в узле отбора).

Экспериментальная проверка указанной зависимости при плавке серого чугуна на вагранке диаметром 350 мм показа-

ла, что при разряжении $P_r = 2...3$ мм вод.ст. количество выбиваемых через слой шихты газов не превышает 10...15%, что совпадает с результатами, полученными по формуле (5).

Ваграночные газы, отобранные узлом отбора, содержали 8...10% CO_2 ; 0,5...1,5% O_2 и 15...18% CO , тогда как при обычной схеме отбора газов выше уровня завалочного окна в их состав входит 4...6% CO_2 ; 12...15% O_2 и 3...5% CO . Концентрация пыли в газоходе находилась в пределах 6-8 г/м³, что в 2,5...4 раза больше, чем при работе вагранки без узла отбора.

Повышенные концентрации пыли и продуктов горения в газоходе узла отбора свидетельствуют об отсутствии подсоса атмосферного воздуха. К этому необходимо также добавить, что очистка более концентрированных аэрозолей позволяет значительно снизить абсолютное количество вредных выбросов по сравнению с разбавленными потоками.

Таким образом, проведенные исследования показали, что использование узлов отбора ваграночных газов ниже завалочного окна, работающих по принципу "шихтовой пробки", позволяет при минимальных капиталовложениях переоборудовать вагранки открытого типа по отношению к завалке шихты в вагранки закрытого типа для ваграночных газов. При этом сохраняются простота и надежность системы загрузки шихты и существенно сокращается (в 2-3 раза) количество отходящих газов, что дает возможность снизить затраты на их очистку и позволяет сократить абсолютное количество вредных выбросов в атмосферу.

Л и т е р а т у р а

1. Чаплыгин Ю.В., Еринов А.Е. Использование природного газа при плавке чугуна. Киев, 1976.

УДК 621.745.57-776

А.П.Филипович, А.М.Королева,
В.А.Федосов

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПЫЛЕГАЗОВЫДЕЛЕНИЕ ПРИ ПЛАВКЕ ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ

В работе исследованы характеристики пылегазовых выбросов при плавке в экспериментальной вагранке диаметром 350 мм традиционной шихты, содержащей литейный чугун, собственный возврат и стальной лом; шихты, в состав которой

входило 20% металлизированных окатышей, а также шихты с 30% брикетов из окатышей и углеродсодержащего компонента.

Анализировались следующие параметры: запыленность потока выше уровня завалочного окна при плавке вышеуказанной шихты, дисперсный и химический состав пыли, уловленный двухциклонным пылеуловителем, состав газов.

Результаты исследований запыленности, состава и температуры газов при плавке различной шихты представлены в табл.1.

При плавке традиционной шихты запыленность потока составила 1,8–2,5 г/м³. Использование в шихте 20% окатышей привело к незначительному повышению запыленности (от 3,0 до 4,5 г/м³). Резкое увеличение запыленности наблюдалось при плавке брикетов на основе углеродсодержащего наполнителя и окатышей, порядка 7,5–8,5 г/м³. Это, по-видимому, связано с истиранием брикетов при опускании их в шахте вагранки.

Интерес представляло исследование дисперсного состава пыли, образующейся при плавке этих металлов. Данные дисперсного анализа приведены в табл. 2.

Видно, что при использовании в шихте брикетов на долю крупных фракций пыли (от 2,5 до 0,2 мм) приходится 85–90%, в то время как при плавке традиционной шихты данные фракции составляют 70–75%. Применение окатышей в меньшей степени влияет на дисперсность пыли. Исходя из вышеуказанного, следует отметить, что увеличение запыленности при плавке брикетов не оказывает существенного отрицательного влияния на объем выбросов в атмосферу после пылеочистки, ибо частицы пыли от 2,5 до 0,2 мм легко улавливаются мокрыми пылеуловителями.

В табл. 3 представлен химический состав пыли при использовании различных шихтовых материалов.

Таблица 1.

Состав шихты	Запыленность, г/м ³	Температура газов, °C	Содержание CO, %
Исходная	1,8–2,5	400	16,5
20% окатышей	3,0–4,5	350	20,1
30% брикетов	7,5–8,5	500	13,3

Таблица 2.

Наименование	Размер фракции, мм										
	2,5	1,6	1,0	0,63	0,4	0,3	0,2	0,16	0,063	0,05	0,0
Традиционная шихта	0,8	1,0	1,2	3,0	10	12,5	39,5	12	12,2	2,0	6,0
20% окатышей	-	-	9,0	6,0	12,0	29	6,0	14,0	12,0	6,0	4,0
30% брикетов	0,4	4,0	26,0	17,0	10,0	20,0	9,0	8,0	6,0	0,5	0,5

Таблица 3.

Шихта	Химический состав, %								
	C	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	FeO	ΣAl ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MnO
Исходная	14,2	49,8	15,4	0,75	1,25	4,8		13,8	
20% окатышей	18,9	53,13	11,2	2,1	16,28	3,7		2,45	
30% брикетов	60,1	25,3	0,72	1,25	4,59	4,2		4,14	

При использовании брикетов в пыли содержится до 60% углерода, в то время как при плавке исходной шихты - около 14,5%, Одновременно в пыли уменьшается количество SiO₂ и окислов железа.

В табл. 1 представлены данные по концентрации CO. При плавке на исходной шихте содержание окиси углерода составляет 16,5% и увеличивается до 20% при использовании окатышей. Введение в шихту брикетов снижает концентрацию CO до 13%. Повышение содержания окиси и углерода при плавке окатышей связано с уплотнением столба шихты, что, по-видимому, приводит к интенсификации реакции редукции двуокиси углерода. При плавке брикетов расход кокса уменьшается на 30-40%, что приводит к снижению содержания окиси углерода.

Таким образом, использование металлизированных окатышей в ваграночной плавке оказывает существенное влияние на свойства и количество пылегазовых выбросов, что необходимо учитывать при проектировании систем очистки.

УДК 669.18.72.621.365.21

В.М.Королев, канд.техн.наук,
С.Н.Леках, канд.техн.наук,
О.А.Белый, Р.Д.Малинина,
М.П.Жукова, А.В.Мерзлеков

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ НА СОДЕРЖАНИЕ МИКРОПРИМЕСЕЙ В ЧУГУНЕ

Одним из основных источников загрязнения чугуна примесями наряду с доменным литейным чугуном является привозной чугунный и стальной лом, доля которого в шихте достигает 50%.

По данным А.Барби [1] в Европе и США среднее суммарное содержание ряда вредных примесей в скрапе составляет более 0,6%.

При этом наблюдается тенденция неуклонного повышения концентрации остаточных примесей в металлоломе вследствие многократных переплавов (табл. 1) [2].

Возрастающее ухудшение качества металлолома и отсутствие систематического и надежного контроля содержания в нем примесей отрицательно сказывается на уровне и стабильности свойств чугунных отливок.

Перспективным заменителем привозного скрапа могут служить металлизированные железорудные окатыши, полученные непосредственно из чистых по вредным и легирующим примесям железных руд. Суммарное содержание примесей в первородной шихте (Pb, Sn, V, Mo, Zn, Cr, W, As, Sb, Co, Ni) в ряде случаев не превышает 0,1% [3].

В экспериментальной вагранке проводили плавки чугуна при использовании в шихте как традиционных компонентов, так и металлизированного железорудного сырья (табл. 2).

Расход кокса, известняка и ферросплавов при этом оставался неизменным. Металлизированные окатыши, содержащие 88% Fe_{общ}, 78–80% Fe_{мет}, 0,3% С и 0,01% S использовались взамен стального лома и части литейного чугуна. Содержание примесей в чугунах, выплавленных на основе различных шихтовых материалов, представлено в табл. 3.

Таблица 1. Увеличение содержания некоторых примесей в стали, %

Страна	Медь			Олово		
	1930	1954	1975	1930	1954	1975
США	0,10	0,20	0,26	0,007	0,016	0,19
Чехо- слава- кия	-	0,14 0,30	-	-	-	-

Продолжение табл. 1

Страна	Никель			Хром		
	1930	1954	1975	1930	1954	1975
США	0,055	0,062	0,10	0,033	0,048	0,17
Чехо- слава- кия	0,05	0,1-0,12	-	0,05	0,1-0,28	-

Таблица 2. Состав металлической части шихты при плавке чугуна в вагранке, %

Компоненты	Номер состава шихты	
	1	II
Литейный чугун ЛК2	30	10
Стальной лом	20	-

Продолжение табл. 2

Компоненты	Номер состава шихты	
	1	II
Возврат собственного производства	50	50
Металлизированные окатыши	-	40

Таблица 3. Содержание примесей в чугунах, полученных на основе различных шихтовых материалов

Вид шихты	Содержание элементов, вес, %					
	Cr	Ni	V	Ti	Cu	Co
Исходная шихта	0,14	0,037	0,08	0,031	0,057	0,006
Шихта, содержащая 40% окатышей	0,07	0,041	0,11	0,012	0,030	0,003

Продолжение табл. 3

Вид шихты	Содержание элементов, вес, %					
	Zn	Pb	Sn	Sb	Ca	B
Исходная шихта	0,002	0,0002	0,0009	0,0025	0,0008	0,002
Шихта, содержащая 40% окатышей	0,0016	0,0002	0,0006	0,0020	0,0004	0,001

Как следует из табл. 3, использование металлизированных окатышей снижает в 2 раза содержание в чугуна Cr, Ti, Cu, Co, Zn, Ca и В. Концентрация Sb, Pb, Sn, Ni изменяется незначительно. При постоянном применении в шихте металлизированного сырья степень чистоты чугуна будет повышаться за счет более высокого качества собственного возврата.

Наряду с металлическими микропримесями на свойства чугуновых отливок существенное влияние оказывают также неметаллические включения и газы. Замена части ваграночной шихты металлизированным сырьем позволяет снизить суммарное содержание окислов в чугуна с 0,035% на исходной шихте до 0,029% в основном за счет сокращения количества соединений титана и алюминия. Применение первородной шихты существенного влияния на газонасыщенность сплава не оказывает.

Таким образом, использование в шихте взамен стального лома и частично доменного чугуна металлизированных окатышей, имеющих низкое содержание вредных примесей, однородный химический состав и стабильные свойства, является важным резервом повышения качества чугунового литья.

Л и т е р а т у р а

1. Барби А. "Плавка металлизированных окатышей" - "Iron and Steel Inst", 1976, 49 № 4. 2. Князев В.Ф. и др. Бескоксая металлургия железа. М., 1972. 3. Slöke Laszlo. Применение металлизированных окатышей при производстве стали в настоящем и будущем. "Konaszar", 1971, № 10.

УДК 621.745.57-776

Е.И.Шитов, М.Н.Мартынюк, канд.техн. наук,
М.М.Бондарев

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА СИМПЛЕКС-ПЛАНИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОГО СООТНОШЕНИЯ СЕРЫ И МАРГАНЦА В ЧУГУНЕ ПОВЫШЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Исследования структуры и износостойкости чистых сплавов Fe-C-Si, результаты которых представлены в работе [1], дают возможность перейти к изучению износостойкости синте-

тического чугуна, полученного на основе перспективной промышленной шихты – металлизированных железорудных окатышей.

В работе исследовано влияние соотношения S и Mn – элементов, традиционно присутствующих в серых чугунах, на износостойкость синтетического чугуна с углеродным эквивалентом 4,1%. Исходный сплав был выплавлен в индукционной печи. Плавку образцов с добавкой легирующих присадок серы и марганца вели в силитовой печи. Структура исходного чугуна твердостью 170 ед. по Бринеллю состояла из перлита и 30% феррита.

Литые чугунные изделия, работающие в условиях трения скольжения, должны обладать при минимальном износе твердостью, не превышающей 280 ед. Ограничение твердости чугуна связано с тем, что более высокие значения требуют в процессе механической обработки применения специального инструмента или значительного снижения скорости резания.

Поскольку для чугуна каждой плавки приходилось определять твердость и износостойкость, то в качестве параметра оптимизации использовали обобщенный показатель качества, так называемую "Функцию желательности" D (рис. 1).

$$D = \sqrt[2]{d_1 \cdot d_2}$$

где d_1, d_2 – желательность отдельных свойств.

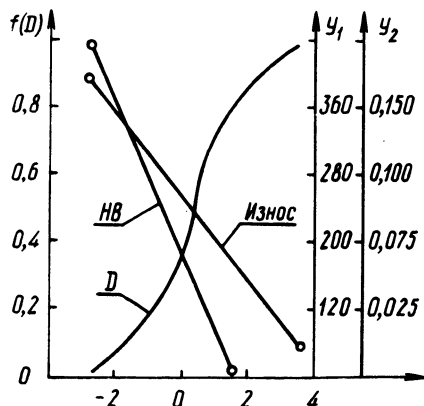


Рис. 1. Функция желательности $f(D)$ для определения оптимального соотношения серы и марганца в износоустойчивом сплаве: Y_1 – твердость ТВ кг/мм²; Y_2 – износ, г.

В общем случае D меняется от 0 (максимально нежелательный уровень) до 1 (максимально возможный уровень качества). Допустимым уровнем качества выбрали величину $D = 0,45$, являющейся достаточной для технического эксперимента, [2].

Таблица 1.

№ опыта	X_1	X_2	y_1	y_2	D
	S, %	Mn, %	HB	износ, г	
1	0,00	0,4	175	0,162	0,219
2	0,2	0,4	185	0,158	0,24
3	0,10	0,6	180	0,172	0,18
4	0,10	0,2	210	1,25	2,89
5	0,3	0,2	230	0,090	3,34
6	0,2	0,00	250	0,057	4,8
7	0,4	0,00	310	0,043	3,7
8	0,25	0,00	290	0,037	4,6

Варьируемыми факторами в данном случае являлись содержание в чугуне серы (x_1) и марганца (x_2). За базовый сплав был выбран чугун с концентрацией 0,5% марганца и 0,1% серы. Установив интервал варьирования по 0,1% и используя матрицу исходного симплекса для двух переменных, получили состав первых трех сплавов (табл. 1).

На основании анализа результатов испытания на износостойкость и твердость определено, что в первых трех опытах худший результат получился в последнем. Сплав № 4 представляет собой отражение точки сплава № 3. Его химический состав вычислялся по формуле

$$X^{k+1} = 1 \frac{\left(\sum_{n=1}^k X_{in} \right)}{k} - X_1^*,$$

где X^{k+1} - координаты новой вершины симплекса; X_1^* - координаты вершины исходного симплекса с наихудшим значением функции желательности; $\frac{\sum_{n=1}^k X_{in}}{k}$ - среднее из координат

остальных вершин симплекса, без плохой.

В табл. 1 приведены результаты испытаний на износостойкость синтетического чугуна с химическим составом, выбранным методом симплекс-планирования.

В опыте 6 функция желательности оказалась равной 4,8, которая по сравнению с другими опытами является более вы-

сокой. Однако сплав не достиг необходимой твердости. Для нахождения экстремума данной функции поставлен опыт 8 с шагом 0,05.

Таким образом, применение метода симплекс—планирования позволило установить, что наивысшей износостойкостью обладают синтетические безмарганцовистые чугуны, содержащие 0,2–0,25% S.

Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н. и др. Исследование механизма износа чистых железоуглеродистых сплавов. – В сб.: Металлургия, вып. 11. Минск, 1977. 2. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металловедении. Раздел III. М., 1971.

УДК 669.131.7.001.5

В.М.Королев, канд.техн.наук,
М.М.Бондарев, В.М.Дуйнов

МОДИФИКАТОР ДЛЯ СФЕРОИДИЗАЦИИ ГРАФИТА В ЧУГУНАХ ПРОМЫШЛЕННОГО СОСТАВА

В настоящее время в литейном производстве для сфероидизации графита в чугуне широко используются комплексные модификаторы, содержащие магний. Эффект обработки расплава этими модификаторами в значительной степени зависит от предварительной десульфурации чугуна. Введение Mg в сплав с повышенной концентрацией S приводит к образованию в отливках специфического дефекта – черных пятен, в состав которых входят преимущественно сульфиды и окислы магния.

Значительный теоретический и практический интерес представляет разработка модификатора, позволяющего получать качественные отливки из высокопрочного чугуна без черных пятен на базе чугунов промышленного состава.

В данной работе ставилась задача определить оптимальный состав комплексного модификатора на основе силикокальция для получения отливок из высокопрочного чугуна при применении промышленных высокоуглеродистых сплавов железа. Использование метода математического планирования эксперимента позволило при минимальном количестве опытов и одновременном варьировании всеми переменными построить математическую модель состава комплексного модификатора. Матрица планирования приведена в табл. 1.

Таблица 1.

Факторы	Mg,%	FeCe,%	Si,%	SiCa,%	Количество ШГ,%	НВ, кг/мм ²	$\sigma_{и'2}$ кг/мм ²	$\sigma_{в'2}$ кг/мм ²
Код	X ₁	X ₂	X ₃	-	У ₁	У ₂	У ₃	У ₄
Основной уровень	4	9	25	62				
Нижний уровень	2	6	15	77				
Верхний уровень	6	12	35	47				
Интервал варьирования	2	3	10	-				

Эксперименты проводились на чугуна ваграночной плавки с углеродным эквивалентом $C = 3,9 - 4,0$, содержащем $0,066 - 0,08\% S$. Добавка модификатора от $0,5$ до $3,0\%$ совместно с $1,0\% CaF_2$ при температуре $1390^\circ C$ вводилась в расплав методом погружения. После снятия шлака заливались пробы для определения механических свойств чугуна.

Результаты обработки экспериментальных данных показали, что для получения чугуна с шаровидным графитом наиболее приемлема обработка расплава комплексным модификатором, содержащим $4,0\% Mg$; $7,5\% FeCe$; $20,5\% Si$; $SiCa$ - остальное. Расход модификатора $2,5\%$; флюса - $1,0\%$ от веса жидкого металла. Комплексный модификатор обладает высокой технологичностью - низкой температурой ввода, отсутствием выбросов металла и большого дымовыделения. Металлографическими исследованиями установлено, что структура чугуна состоит из перлита и феррита ($\approx 40\%$), черных пятен не обнаружено. Механические характеристики чугуна в литом состоянии находятся в пределах, определенных ГОСТом для высокопрочного чугуна марки ВЧ50-2.

Проведенные исследования показывают, что комплексный модификатор указанного состава можно успешно применять для получения качественных отливок в производственных условиях, не проводя предварительной десульфурации расплава.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО
ГОРИЗОНТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ ЧУГУНА

Экспериментальные исследования проводили по следующей методике. Механизм формирования и кинетику затвердевания отливки изучали методом выливания жидкого остатка с последующим микро- и макроисследованием заготовки, а также замером глубины лунки жидкого металла и толщины затвердевшей корки по длине. Температуру металла в различных точках металлоприемника измеряли платинородий-платиновыми и вольфрам-молибденовыми термопарами. Характер взаимодействия жидкого металла в металлоприемнике и кристаллизаторе изучали на прозрачных моделях. Тепловой режим кристаллизатора определяли при помощи хромель-алюмелевых термопар, установленных по длине и толщине графитового вкладыша и рабочей стенки кристаллизатора. Температуру поверхности отливки по выходе из кристаллизатора измеряли термопарой и безконтактным способом. В ходе опытов меняли условия охлаждения, состав металла, конструкцию кристаллизатора, скорость и режим движения отливки. Влияние этих параметров фиксировали по стабильности процесса литья, структуре и свойствам получаемых заготовок.

Проведенные исследования позволили установить, что между металлоприемником и кристаллизатором имеет место интенсивный конвективный теплообмен с массой жидкого металла. В результате при заливке перегретого металла необходимо снижать скорость вытяжки до тех пор, пока в металлоприемнике не установится температура, близкая к температуре начала затвердевания чугуна ($1200-1230^{\circ}\text{C}$). Температура неохлаждаемой части графитового вкладыша при литье заготовки ϕ 100 мм со скоростью 0,4 м/мин составляет $1150-1170^{\circ}\text{C}$, а на рабочей поверхности охлаждаемой части меняется от $900-950$ в зоне формирования начальной корки до $650-700$ в средней и $500-550^{\circ}\text{C}$ в концевой части вкладыша. Соответственно температура рабочей поверхности металлической стенки кристаллизатора составляет $400-450$, $300-340$ и $220-250^{\circ}\text{C}$. Этому распределению температур соответствует изменение теплового потока по длине кристаллизатора от $2,5 \cdot 10^6$

до 1,0–1,2 и 0,4–0,5 вт/м². При этих условиях в кристаллизаторе затвердевает корочка металла толщиной 8–10 мм. Отливка покидает кристаллизатор с температурой поверхности около 900 °С и при дальнейшем охлаждении на воздухе за 4–15 с разогревается до 1000–1080 °С. Длина жидкой лунки составляет 0,5–0,7 м. Увеличение размеров сечения заготовки при прочих равных условиях приводит к уменьшению толщины корки и увеличению глубины лунки жидкого металла (для отливок ϕ 250–280 мм до 3–5 м). Интенсивное вторичное охлаждение уменьшает длину жидкой лунки и способствует получению в отливках перлитной структуры чугуна.

Для получения машиностроительных заготовок использовали чугун с содержанием 3,2–3,6% С, 1,7–1,9% Si и 0,7–1,0% Mn. При работе на синтетическом чугуне целесообразно увеличивать содержание кремния и уменьшать содержание углерода. Применение модификаторов способствует улучшению структуры и свойств заготовок. Оптимальные режимные параметры и параметры кристаллизаторов для различных сечений заготовок приведены в табл. 1.

Мелкие и средние сечения отливают в 2–4 ручья.

Проведенные исследования позволили разработать и внедрить в производство промышленное оборудование и технологию

Таблица 1.

Типоразмер заготовки, мм	Длина охлаждаемой и неохлаждаемой частей кристаллизатора	Скорость литья, м/мин	Время остановки, с	Время движения, с	Шаг вытяжки, мм
ϕ 150–230 190x190	200–250 и 150–200	0,15–0,45	7–10	2–5	30–80
Планка 70x170	200 и 150	0,5–0,7	4–8	2–5	15–30
Направляющие станков ϕ 30–50 30x30 50x50	200 и 150 80–120 и 250–200	0,7–1,0	3,5	2–5	10–30

для получения цилиндрических и сложных профильных заготовок машино- и станкостроения. Линии горизонтального непрерывного литья чугуна ЛНЛЧ-2 эксплуатируются на нескольких заводах страны и дают значительный экономический эффект.

УДК 621.745.3

А.М.Королева

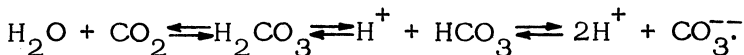
КОНТРОЛЬ ОБОРОТНОЙ ВОДЫ В СИСТЕМАХ МОКРОГО ПЫЛЕУЛАВЛИВАНИЯ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

На Пуховичском литейно-механическом заводе в 1975 г. внедрена система мокрой очистки газов (на вагранках 5 т/н), разработанная в отраслевой лаборатории НИЛОГАЗ Белорусского политехнического института, которая обеспечивает снижение концентрации пыли с 6-20 до 0,35-0,60 г/м³.

Системы очистки подключаются к автономному оборотному водоснабжению с баком-отстойником, где происходит осветление воды и сбор шлама. Бак-отстойник представляет собой емкость 15-20 м³, разделенный на секции переливными перегородками. Для поддержания постоянного уровня воды бак оборудован регулятором уровня поплавкового типа. Для подачи воды используется насосная станция, состоящая из двух насосов типа ЗК-6. Подпитка свежей водой по мере испарения происходит непрерывно в размере 5-10% от часового расхода, составляющего 1,0-1,2 м³ на тонну часовой производительности вагранки.

Среди газовых выбросов вагранок наибольший объем занимает двуокись углерода (до 15). В воде двуокись углерода растворима относительно хорошо. При растворении происходит ее частичное взаимодействие с водой, ведущее к образованию угольной кислоты. Последняя очень слаба и лишь незначительно распадается на ион Н⁺ и НСО₃⁻.

Имеет место следующее равновесие:



Будучи двухосновной кислотой, Н₂СО₃ имеет константы диссоциации:

$$K_1 = 4 \cdot 10^{-7}; K_2 = 5 \cdot 10^{-11},$$

Таблица 1.

Проба	Содержание сульфатов	pH
Водопроводная вода	0,01 г/л	7,0
После двух смен работы	1,1 г/л	6,3
После шести смен работы	2,23 г/л	5,0

При нагревании от 20° до 60°С CO_2 улетучивается и равновесие смещается влево, соответственно, растворимость CO_2 в воде составляет 0,88 и 0,36 (по объему). При прибавлении щелочи (известковое молоко) происходит связывание ионов водорода и смещение равновесий вправо.

На загрязнение воздушного бассейна влияет также содержание в выбрасываемых газах окислов серы и других серосодержащих газов (SO_2 , SO_3 , H_2S , S_2 и др.). Содержание SO_2 в газах колеблется от 0,2% до 0,7%, SO_3 - 0,02-0,05%, имеются также следы молекулярной серы. При помощи мокрого пылеуловителя достигается степень поглощения соединений серы от 30 до 70% (в зависимости от контакта между загрязненными газами и водой).

Исследуя химический состав оборотной воды, установили изменение содержания сульфатов и pH среды. Пробы воды отбирались в процессе плавки после двух, шести и более смен работы. Анализы проводились согласно инструкции по химическому анализу производственных сточных вод (табл. 1).

Предельно допустимые нормы содержания сульфатов при сливе в канализацию 0,5 л/г. Во избежание повышенного коррозионного износа аппаратов очистки необходима нейтрализация воды путем добавления щелочи или известкового молока в количестве, необходимом для поддержания значения pH = 340 в пределах 8,0-8,5. Контроль за изменением pH среды проводится не менее двух раз в смену pH-метром (pH=340) или по универсальной индикаторной бумаге.

Результаты исследования подтверждают, что данное мероприятие повышает в 3-5 раз долговечность установки пылеочистки и водооборота.

В.К.Винокуров, канд.техн.наук,

ИЗУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ БРОНЗОВЫХ ЗАГОТОВОК,
ПОЛУЧАЕМЫХ НЕПРЕРЫВНЫМ ЛИТЬЕМ

В лаборатории металлургического института Лувенского университета (Бельгия) проведена экспериментальная работа* по изучению возможности применения метода количественной металлографии для оценки основных эксплуатационных свойств бронзовых деталей, работающих в условиях трения.

Получение отливок производилось на горизонтальной машине непрерывного литья, у которой рабочая часть водоохлаждаемого кристаллизатора выполнена из графита. В качестве материала отливки использовалась бронза следующего состава: 83% - медь, 5% - олово, 5% - свинец, 7% - цинк. Заготовки отливались в виде прутков диаметрами 13,26, 52 и 80 мм. Образцы отрезались из прутков каждого диаметра в количестве 9 штук. На шлифованной поверхности образцов наносилась разметка для точной фиксации мест замеров микротвердости и определения количества δ - фазы (Cu_4Sn).

Измерение микротвердости образцов осуществлялось по всему сечению в двух взаимоперпендикулярных направлениях. Около каждой точки производилось по четыре замера при нагрузке 1 кг и выдержке 30 с. Изменение твердости по сечению прутка не показательно. Для изучения микроструктуры образцов применяли металлографический микроскоп "НЕОФОТ". Подсчет количества δ - фазы в местах определения микротвердости проводился по точечному методу при увеличении $\times 1260$. Для удобства и ускорения подсчета изображение изучаемой части шлифа проектировалось на матовый экран микроскопа, на который устанавливали прозрачную пластинку с нанесенной координатной сеткой. Результаты измерений микротвердости и распределения δ - фазы по сечению образцов представлены на рис. 1, а, б.

Как видно из приведенных графиков, характер изменения микротвердости и количества включений δ - фазы идентичен и не зависит от диаметра образца. Максимальные значения этих показателей зафиксированы в наружных слоях образцов, которые контактировали в процессе формирования со стенкой кри-

* Под руководством проф. Л.Деляй.

таллизатора, а минимальные – в центре образца. Таким образом, идентичный характер изменения микротвердости по сечению образца подтверждает достоверность результатов подсчета количества δ -фазы, так как последняя является наиболее твердой, износостойкой из структурных составляющих данного сплава.

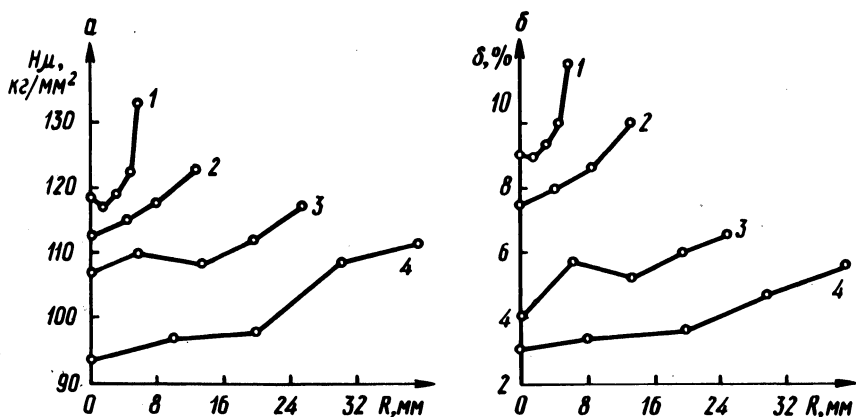


Рис. 1. Распределение δ -фазы и изменение микротвердости (H_{μ}) по сечению образцов: 1, 2, 3, 4 – соответственно 13, 26, 52, 80 мм.

Параллельно проводились испытания образцов на износостойкость. Для этого из различных сечений вырезали кубики $10 \times 10 \times 10$ мм, которые шлифовались и испытывались на наклонном вращающемся стальном диске без смазки. Износ образца оценивался по потере его веса после 40 тыс. оборотов стального диска.

Натурные испытания износостойкости литых бронзовых заготовок подтвердили возможность оценки их эксплуатационных характеристик с помощью метода количественной металлографии. Так, для исследуемого состава бронзы при подборе деталей одного узла трения допустимая разбежка по количеству включений δ -фазы составляет 6–7%, что гарантирует отклонение по износостойкости не более 5%.

Наиболее эффективно применение метода количественной металлографии при наличии устройства для автоматического подсчета структурных составляющих.

А.В.Степаненко, докт.техн.наук,
Хан Дык Ким, канд.техн.наук,
М.В.Логачев, канд.техн.наук
В.С.Запорожченко

ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕСС ВОЛОЧЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ТРУБ

Одним из новых перспективных направлений, позволяющих интенсифицировать процесс изготовления труб, является применение ультразвука. Однако остается нерешенной проблема безоправочного и особенно оправочного волочения труб диаметром более 200 мм с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний.

Стандартные волокнистые материалы из твердого сплава для волочения труб исходным диаметром 40/45 мм имеют наружный диаметр порядка 70 мм. С учетом этого обстоятельства на кафедре "Машины и технология обработки металлов давлением" изготовлен волновод, выполненный в виде цилиндра с постоянными внутренним и внешним диаметрами. Размеры цилиндра определяются из уравнений Похгаммера [1].

$$\left. \begin{aligned} \rho \frac{\partial^2 U_r}{\partial t^2} &= (\lambda + 2\mu) \frac{\partial \Delta}{\partial r} + 2\mu \frac{\partial W}{\partial z}; \\ \rho \frac{\partial^2 U_z}{\partial t^2} &= (\lambda + 2\mu) \frac{\partial \Delta}{\partial z} + \frac{2\mu}{r} \frac{\partial(rW)}{\partial r}; \end{aligned} \right\} (1)$$

где U_r , U_z - радиальное и продольное смещения; λ, μ - постоянные Ламэ; ρ - плотность материала;

$$\left. \begin{aligned} \Delta &= \frac{1}{r} \frac{\partial(rU_r)}{\partial r} + \frac{\partial U_z}{\partial z}; \\ W &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_r}{\partial z} - \frac{\partial U_z}{\partial r} \right); \end{aligned} \right\} (2)$$

Решение уравнений (1) для цилиндра с осевым отверстием имеет вид [2]

$$\left. \begin{aligned}
 U_r &= [A_1 h_1 I_1(h_1 r) + A_2 h_1 K_1(h_1 r) - A_3 k_1 J_1(k_1 r) - A_4 k_1 Y_1(k_1 r)] \sin \gamma z e^{i\omega t}; \\
 U_z &= \left\{ \gamma [A_1 I_0(h_1 r) + A_2 K_0(h_1 r)] + \left(\gamma - \frac{\rho \omega^2}{\mu \gamma} \right) \times \right. \\
 &\quad \left. \times [A_3 J_0(k_1 r) + A_4 Y_0(k_1 r)] \right\} \cos \gamma z e^{i\omega},
 \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

где $J_0, Y_0, J_1, Y_1, I_0, I_1, K_0, K_1$ - функция Бесселя и Неймана нулевого и первого порядка с вещественным и мнимым аргументами соответственно; γ - волновое число; ω - угловая частота колебаний;

$$h_1 = \sqrt{\gamma^2 - \frac{\rho \omega^2}{\lambda + 2\mu}}; \quad k_1 = \sqrt{\frac{\rho \omega^2}{\mu} - \gamma^2}.$$

Здесь A_i ($i = 1, 2, 3, 4$) - постоянные интегрирования, определяющиеся из краевых условий

$$\left. \begin{aligned}
 \sigma_{rr} &= 0; \\
 \tau_{rz} &= 0;
 \end{aligned} \right\} \quad \text{при } r = R_0, R, \quad (4)$$

где R_0, R - внутренний и внешний радиусы цилиндра.

Решение выражения (3) с учетом краевых условий (4) относительно γ можно представить следующей матрицей:

$$\begin{vmatrix}
 B_{11} & B_{12} & B_{13} & B_{14} \\
 B_{21} & B_{22} & B_{23} & B_{24} \\
 B_{31} & B_{32} & B_{33} & B_{34} \\
 B_{41} & B_{42} & B_{43} & B_{44}
 \end{vmatrix} = 0, \quad (5)$$

где B_{ij} - постоянная, зависящая от R_0, h, f и γ . Волновое число γ должно удовлетворять следующему условию [3]:

$$\left[\frac{\rho\omega^2}{\lambda+2\mu} \right]^{\frac{1}{2}} \leq \delta \leq \left[\frac{\rho\omega^2}{\mu} \right]^{\frac{1}{2}}. \quad (6)$$

Из уравнения (5) при заданных δ из условия (6), R_0 и f , находим R . Анализ результатов расчета показывает, что с увеличением радиуса осевого отверстия R_0 величина наружного радиуса цилиндра R уменьшается.

При возбуждении колебаний в радиальном направлении тремя магнитострикционными преобразователями 1 (рис. 1) в волноводе 2 возникают радиальные (эпюры стоячей волны 3, 4) и продольные (эпюра 5) ультразвуковые колебания. Вследствие уменьшения толщины стенки волновода с увеличением R_0 (например, при $f = 18$ кгц, $2R_0 = 70$ мм – толщина стенки $H = 28$ мм) амплитуда продольных колебаний имеет небольшую величину по сравнению с амплитудой радиальных колебаний и практически ею можно пренебречь. Наряду с радиальными могут появляться изгибные или поверхностные волны в зависимости от резонансных размеров волновода. В нашем случае возникает поверхностная волна (эпюра 6), так как длина волновода кратна половине длины поверхностной волны [4].

В результате суперпозиции этих колебаний возникает стоячая комбинированная волна (эпюра 7), в одной из пучностей

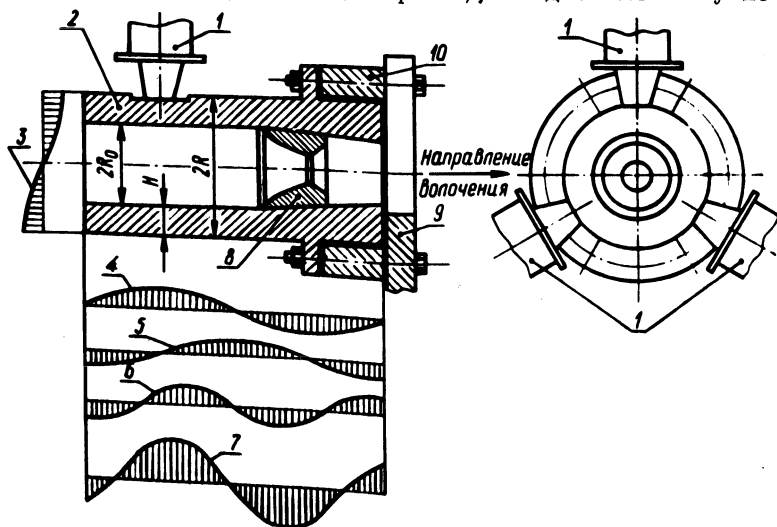


Рис. 1. Схема устройства для волочения труб с радиальными колебаниями инструмента.

колебаний которой установлена волока 8. Крепление волновода к волоочильной доске 9 цепного стана производили через втулку 10 с помощью фланца, расположенного на расстоянии четверти длины продольной волны от торца волновода.

Возбуждение волновода производили преобразователями типа ПМС-15А-18 с одинаковой частотой 17850 ± 10 Гц, которые подключались параллельно к генератору УЗГ-10У. Для измерения амплитуды и частоты колебаний применялись виброметр УБВ-2М и частотомер ЧЗ-3А. Для регистрации усилия волочения и растягивающих напряжений на стержне закрепленной оправки использовали месдозы сжатия с наклееными датчиками сопротивления, сигналы от которых через тензометрический усилитель ТА-5 фиксировали на ленте быстродействующего самопишущего прибора Н 320-3, В качестве смазки применяли сухое мыло.

Результаты волочения труб из углеродистой стали 20 с ϕ 42 x 1,15 на ϕ 35 x 1,15 мм ($\epsilon = 17\%$) с различной скоростью и интенсивностью (амплитудой) радиальных колебаний волокни показывают, что с увеличением колебаний и уменьшением скорости волочения степень снижения усилия волочения под действием ультразвука возрастает и достигает 25% при скорости 0,08 м/с и амплитуде колебаний волокни в ненагруженном состоянии 4 мкм. Резонансная частота ультразвуковых колебаний волновода в свободном состоянии была равна 17690 Гц, а при волочении - 17780 Гц, что свидетельствует об устойчивой работе колебательной системы в процессе волочения стальных труб.

При волочении труб из стали 20 на закрепленной оправке с ϕ 42 x 1,15 на ϕ 36 x 0,9 мм ($\epsilon = 32,8\%$) со скоростью 0,08 м/с при амплитуде радиальных колебаний 4 мкм общее усилие волочения под действием ультразвука снизилось с 39 кН (3900 кгс) до 31,4 кН (3140 кгс), а усилие на стержне оправки - с 8,5 кН (850 кгс) до 4,45 кН (445 кгс), т.е. на 19,5 и 47,6% соответственно. Значительное снижение усилия на оправке происходит, очевидно из-за того, что труба в процессе волочения совершает изгибные ультразвуковые колебания. Вследствие этого имеет место периодический полный или частичный разрыв контакта между трубой - оправкой и уменьшение средней за период колебания силы трения.

Производственный маршрут оправочного волочения углеродистых сталей такого размера включает два прохода: ϕ 42 x 1,15 мм \rightarrow ϕ 38 x 0,95 мм \rightarrow ϕ 35 x 0,80 мм со степе-

нями деформации 25% и 22,3% на каждом из них. Наложение комбинированных колебаний на волоку позволило производить волочение с ϕ 42 x 1,15 мм на ϕ 0,80 мм за один проход со степенью деформации 41,8%, что дает возможность повысить производительность процесса изготовления труб и исключить вспомогательные операции: обрезку и забивку головок, термообработку, покрытие и омыливание труб на одном проходе.

Л и т е р а т у р а

1. Микер Т. и Мейтцлер А. Волноводное распространение в цилиндрах и пластинках. Методы и приборы ультразвуковых исследований. Т. 1. Ч.А. Под ред. Л.Д. Розенберга. М., 1966. 2. Ким Хан Дык. Некоторые вопросы ультразвуковой обработки больших поверхностей. Автореф. канд.дис. Л., 1969. 3. Теумин И.И. Ультразвуковые колебательные системы. М., 1971. 4. Скучик Е. Простые и сложные колебательные системы, М., 1971.

УДК 621.777-423

Е.И.Понкратин

ОБ ИЗМЕНЕНИИ РАЗМЕРОВ ПРОФИЛЕЙ ПРИ ПРЕССОВАНИИ

Основным показателем работоспособности матриц для горячего прессования стальных фасонных профилей (СФП) является их размерная стойкость, т.е. способность матриц к сохранению размеров в процессе работы и в конечном итоге к поддержанию прессуемых профилей в пределах допуска, что является наиболее важным.

В работе проводили исследование изменения размеров профилей при сравнительных испытаниях диффузионно-упрочненных матриц во время прессования Т-образного профиля из стали 50 на горизонтальном гидравлическом прессе конструкции КЗТС. Диаметр заготовки - 100 мм, длина - 550 мм. Температура нагрева заготовки перед прессованием - 1170°C. Усилие и время прессования - 600 тс. и 1,5-2,0 с соответственно.

Испытывали матрицы из стали 3Х2В8Ф после различных видов диффузионного упрочнения, а также матрицы из опытной стали с добавками Al и Ti, подвергнутые азотированию. Путь трения за одну прессовку составлял 4 м.

Оценку стойкости матриц проводили по изменению размеров темплетов, вырезаемых из отпрессованных профилей. Темплеты

вырезали на расстоянии 200 мм от края утяжненного конца после каждой прессовки. После 5 и 10 прессовок матрицы снимали для очистки и контроля, затем, установив их пригодность, подвергали дальнейшим испытаниям.

Контролировали один размер профиля (Б – 45 мм) при 10-кратном увеличении на микроскопе. БП.

Перед снятием размеров проводили ультразвуковую очистку темплетов в растворе соляной кислоты, удаляя образовавшуюся в процессе остывания отпрессованного профиля окалину.

Данные по увеличению размеров профиля приведены на графике (рис. 1).

Из данных испытаний видно, что наибольшее увеличение стойкости матриц и замедление роста размеров профиля получено при азотировании матриц, особенно изготовленных из опытной стали с добавками Al и Ti.

Хорошие результаты получены и при борировании матриц из стали 3Х2В8Ф, если принимать во внимание только износ рабочей поверхности. Однако в процессе работы происходит скалывание борированного слоя в зоне очага деформации. Затем этот скол распространяется в калибрующий пояс и рабочая поверхность становится непригодной из-за образования на ней

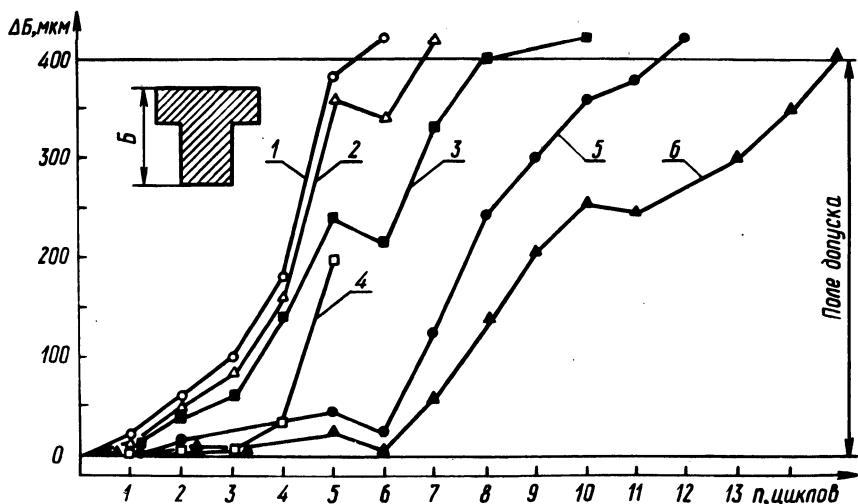


Рис. 1. Изменение размера Б: 1 – закалка с 1150°С, отпуск при 620°С; 4 – борирование при 950°С 10 ч в порошковой смеси на основе В₄С; 2 – цементация при 930°С 10 ч в атмосфере природного газа; 3 – предварительное двухступенчатое азотирование; 510°С 12 ч + 540°С 6 ч в атмосфере диссоциированного NH₃; 5 – окончательное азотирование (сталь 3Х2В8Ф); по режиму 3; 6 – окончательное азотирование по режиму 3 (опытная сталь).

грубых "борозд", что дает увеличение размеров профиля за пределы допуска. Такая картина наблюдается уже после 4–5 прессовок.

При прессовании через матрицы, не подвергнутые диффузионному упрочнению, происходит равномерное изменение размеров профиля и после 5 прессовок достигает критических значений.

Аналогичный равномерный износ матриц и рост размеров профиля наблюдается при использовании цементированных матриц, но критическое увеличение приходится на 6–7 прессовку, что связано с некоторым увеличением теплостойкости поверхности инструмента.

У профилей, полученных при использовании азотированных матриц, заметного увеличения размеров профиля нет и после 4–5 прессовок. Это говорит о том, что на данном этапе прессования разогрев поверхности еще не достиг температур интенсивного разупрочнения азотированных слоев.

Снижение размеров профиля после 6 прессовок объясняется тем, что после 5 прессовок матрицы охлаждали до комнатных температур для контроля. Размеры очка матрицы вследствие термической усадки уменьшались, что и привело к уменьшению размеров профиля.

Таким образом, лучшие результаты, достигнутые при работе на азотируемых матрицах, показывают перспективность данного процесса упрочнения для увеличения стойкости прессовочных матриц и улучшения качества СФП. Особенно при использовании специальных азотируемых сталей с Al и Ti, придающих азотированному слою повышенную теплостойкость.

УДК 621.891

А.В.Белый

О КИНЕТИКЕ ПРОЦЕССОВ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ

Важной стороной процесса сухого трения твердых тел является образование и срез мостиков сварки. Однако, предлагаемая адгезионной теорией [1] модель разрушения мостика сварки с концентрацией сдвига в слое бесконечно малой толщины справедлива лишь для идеального жестко-пластичного тела и не соответствует физической картине явления. Рассмотрение среза при трении для реальных тел, способных деформиро-

ваться в диапазоне напряжений $\tau_0 - k$, где τ_0 - предел жесткости или упругости, а k - предел текучести, проведенное в [2], показывает применимость для этого случая меридионального поля линий скольжения, в котором заданное сдвигающее усилие обуславливает уменьшение максимального сдвигающего напряжения τ_{max} по мере удаления от главного направления сдвига. При этом распределение τ_{max} можно аппроксимировать соотношением $\tau_{max} = k \cos^2 \psi$ (рис.1), а область пластической деформации оказывается ограниченной чечевицей с характерным углом $\psi_0 = \arccos \sqrt{\frac{\tau_0}{k}}$. Если границу этой области описывать параболой, то при диаметре мостика сварки d для глубины зоны пластической деформации h_0 получаем соотношение

$$h_0 = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{k}{\tau} - 1} \cdot d.$$

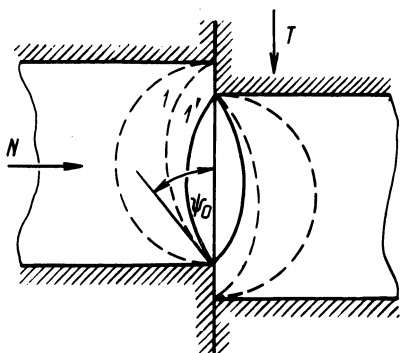


Рис. 1. Схема зоны пластического деформирования при срезе мостика сварки: N - нормальная нагрузка; T - тангенциальная нагрузка; I и I' - кривые, описывающие область деформации на различных этапах сдвига.

Для анализа процесса накопления повреждений в поверхностных слоях при трении представляется интересным сравнить значение h_0 с глубиной зоны низкой дислокационной плотности на поверхности h_1 , обусловленной действием на дислокации вблизи поверхности "сил изображения" $\sim \frac{r_0}{h}$, где r_0 - радиус ядра дислокации, h - расстояние дислокации от поверхности [3]. Согласно [4]

$$h_1 = \frac{Gb}{4\pi(1-\nu)\sigma_f},$$

где G - модуль упругости; b - вектор Бюргера дислокации; ν - коэффициент Пуассона; σ_f - напряжение трения дислока-

ции. Последняя величина является весьма чувствительной к структурному состоянию материала и обеспечивает изменение h_1 от десятков микрон для высокочистых материалов до сотых и тысячных долей микрона при наличии инородных включений, вкраплений окислов и т.п. Представление о наличии при трении зоны низкой дислокационной плотности оказывается справедливым, поскольку в состоянии фактического контакта в каждый данный момент времени находится лишь небольшой процент от общего числа поверхностных шероховатостей.

Выбирая для ψ в качестве типичного значения величину 1° , а для d диапазон значений 1–100 мк, видим, что в принципе h_1 и h_0 величины одного порядка. Исходя из этого, можно предположить следующие фрикционные ситуации. Если $h_0 < h_1$, то генерируемые при пластической деформации дислокации будут разряжаться через контактную поверхность и приповерхностный слой не будет испытывать значительного упрочнения и, наоборот, при $h_0 > h_1$ этот слой будет сильно упрочняться, что в конечном итоге приведет к его разрушению и интенсивному изнашиванию. В пользу приведенной модели свидетельствует ряд экспериментальных факторов, например [5], где показано, что при сходных условиях испытания (материалы, качество поверхности, скорость, нагрузка) износные характеристики решающим образом зависят от плотности включений в материалах.

В условиях граничного трения весьма важным параметром оказывается поверхностная активность смазки, поскольку уменьшение поверхностной энергии контактирующих поверхностей при адсорбции на них смазочных слоев также может значительно уменьшать значение σ_f увеличивая тем самым h_1 и способствуя улучшению износных характеристик.

Л и т е р а т у р а

1. Боуден Ф.П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел. М., 1968.
2. Макушок Е.М. Механика трения. Минск, 1974.
3. Хирт Д.П. Лоте И. Теория дислокаций. М., 1972.
4. Suh N.P. The Delamination Theory of Wear. 25, 1973.
5. Suh N.P. Further Investigation of the Delamination Theory. 96, ser. F, 1975.

В.В.Клубович, чл-кор. АН БССР,
В.В.Рубаник, В.И.Жидкевич

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЯГОВОГО УСИЛИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Применение механических и гидравлических устройств при волочении проволоки (особенно тонкой) с большими скоростями является нецелесообразным, поскольку такие устройства обладают большой инерционностью и малой чувствительностью. Кроме того, применение механических и гидравлических устройств значительно затрудняет процесс автоматизации волочильного производства.

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию влияния статического нагружения на магнитные свойства ферромагнитных материалов с целью использования полученных корреляционных зависимостей магнитных характеристик от механического нагружения для определения усилия волочения.

Для определения зависимости магнитных свойств материала от величины статического нагружения была создана установка, приведенная на рис. 1. В соленоиде S , длина которого значительно больше диаметра, размещены три обмотки, две из которых (A и B) соединены последовательно навстречу одна другой. При возбуждении соленоида переменным током напряжение в обмотке C пропорционально производной по времени напря-

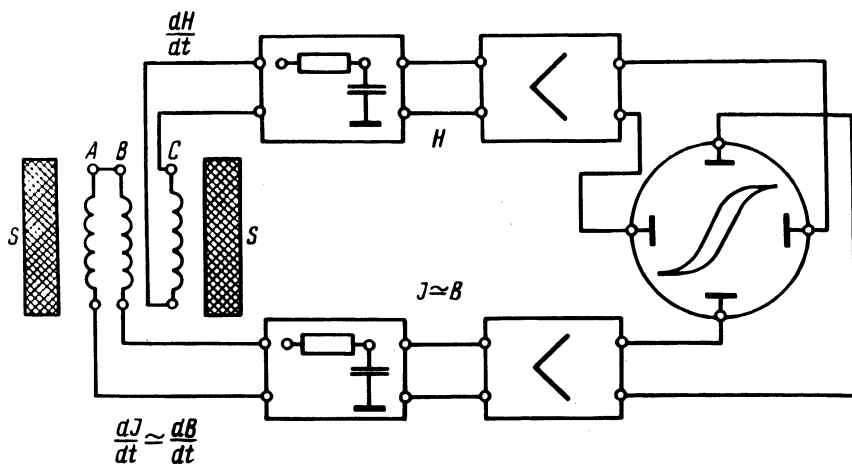


Рис. 1. Схема установки для измерения характеристик проволоки при нагружении.

женности магнитного поля внутри соленоида, а напряжение, снимаемое с двух последовательно включенных обмоток, равно нулю. Помещая в одну из двух измерительных обмоток (А или В) ферромагнитный материал на выходе ее, получается напряжение, пропорциональное производной по времени интенсивности магнитного поля, возникаемого в образце. Подавая полученное напряжение в интегрирующие цепи, усиливая его и подключая к перпендикулярным друг другу парам пластин электронно-лучевой трубки, можно зафиксировать намагничивание образца.

На описанной установке были сняты зависимости магнитного насыщения B_{\max} и остаточного магнетизма B_r от величины статического нагружения (растяжения) проволочных образцов. Для измерений использовали образцы в виде проволочек разного диаметра из сплава НП-2, обладающего отрицательной магнитострикцией, и образцы из сплава на железо-никелевой основе 42НХТЮА с положительной магнитострикцией. Исследуемый образец, помещенный в измерительную обмотку соленоида, с помощью специальной установки статически растягивали до величины нагрузки, при которой образец начинал пластически деформироваться. В результате проведенных измерений строили кривые изменения относительной магнитной индукции и относительного остаточного магнетизма при заданной максимальной напряженности магнитного поля H_m в зависимости от величины статического нагружения P_n . Максимальная напряженность магнитного поля во всех опытах была равна 200 эрстед. Анализ экспериментальных данных показывает, что существует четкая зависимость между напряжением растяжения и магнитными свойствами. При увеличении статической нагрузки магнитная индукция и остаточный магнетизм уменьшаются для материалов с отрицательной магнитострикцией, и увеличиваются для материалов с положительной магнитострикцией. Зависимости $B_{\max}(P_n)$ и $B_r(P_n)$ использовали для измерения усилия при волочении проволоки из сплава НП-2 и 42НХТЮА через алмазные и твердосплавные волокна. Точность измерения усилия волочения магнитным методом контролировали с помощью динамометра. Сравнение обоих методов измерения усилия волочения показывает хорошее их совпадение. Кроме того, магнитный метод измерения усилия волочения обладает малой инерционностью и сравнительно высокой чувствительностью. Таким образом, при волочении проволоки из ферромагнитных материалов целесообразно применять для определения усилия протягивания магнитный метод измерения.

С.М. Красневский, В.Я. Щукин, канд. техн. наук

ИССЛЕДОВАНИЕ МАЛОЦИКЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ

Процессы обработки металлов давлением характеризуются значительной неравномерностью и немонотонностью деформации.

Согласно работам Л. Коффина [1], установлено, что при циклическом пластическом деформировании (растяжение-сжатие) при "нулевой" средней деформации связь числа циклов до разрушения и размаха пластической деформации в цикле $\Delta\Lambda_i$ выражается зависимостью

$$\Delta\Lambda_i \cdot N_p^{\gamma} = C, \quad (1)$$

где C , γ - постоянные, характеризующие свойства металла. В работах В.Л. Колмогорова [2] было получено выражение для пластичности металла при знакопеременном деформировании

$$\Lambda_{\Sigma} = \Lambda_{po} (2 N_p)^{1-\gamma}. \quad (2)$$

Уравнение представляли в виде

$$y = \alpha + \beta_0 \cdot x, \quad (3)$$

где $\beta_0 = 1 - \gamma$ - константа, характеризующая свойства металла, $y = \ln \Lambda_{\Sigma}$; Λ_{Σ} - суммарная степень интенсивности сдвига к моменту разрушения.

Нами были проведены эксперименты по знакопеременному кручению с пульсирующим и симметричным циклом до разрушения образцов. Число циклов до разрушения определяли визуальным наблюдением за первым появлением трещины на рабочей части образца. Уменьшение крутящего момента по сравнению с предыдущим циклом также рассматривалось как показатель разрушения. Испытания проводились на испытательной машине ЦДТ-30 с приводной скоростью крутящего механизма 0,5 об/мин.

Исследования проводили следующим образом. Для выбранных марок сталей и сплавов определялась пластичность при кручении в одну сторону до разрушения. Величину степени деформации сдвига (размах пластической деформации в цикле) выбирали в пределах $\Lambda_i = m \cdot \Lambda_{po}$, коэффициент m принимал следующие значения: 0,8; 0,6; 0,4; 0,2. Суммарную пластичность металла при знакопеременном кручении к моменту разрушения подсчитывали по формуле

Таблица 1.

Материал	β_0	α	r	$\Lambda_\Sigma = \Lambda_{\text{пор}} \cdot (2N_p)^{\beta_0}$
Сталь 20	0,548	1,143	0,99	2,14 (2 N _p) ^{0,548}
Д 16	0,69	0,208	0,99	0,763 (2 N _p) ^{0,69}
Медь М2	0,59	2,39	0,98	7,3 (2 N _p) ^{0,59}
Титан	0,65	0,99	0,97	1,72 (2 N _p) ^{0,65}
ВТ1-1	0,316	0,959	0,99	2,09 (2 N _p) ^{0,316}

$$\Lambda_\Sigma = \sum_{i=1}^k \Lambda_i,$$

где k — число этапов деформирования.

Для определения неизвестного параметра β_0 данные эксперимента были обработаны по методу наименьших квадратов с учетом выражения (3).

Данные экспериментов, расчеты коэффициента регрессии β_0 , свободного члена регрессии α и коэффициента корреляции r приведены в табл. 1.

Приведенные расчеты показывают, что уравнение (3) хорошо описывает предельную пластичность металлов при знакопеременном деформировании.

Л и т е р а т у р а

1. Коффин Л.Ф. Циклические деформации и усталость металла. — В сб.: Усталость и выносливость металлов. М., 1963.
2. Колмогоров В.Л. и др. Пластичность и разрушение. Под ред. В.Л. Колмогорова. М., 1977.

А.В. Алифанов, Л.В. Захаревич

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ХОЛОДНОГО ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Из теории обработки металлов давлением известно, что пластическое течение металла при деформировании происходит по линиям скольжения. Конфигурация поля существенно зависит от контактных условий (коэффициента пластического трения $\mu_{\tau} = \cos 2\varphi$, где φ – угол выхода на поверхность семейства линий скольжения).

Для процесса обратного выдавливания при условии минимального трения в области контакта ($\mu_{\tau} \rightarrow 0$) поле линий скольжения в деформируемом металле представляет собой сетку взаимно перпендикулярных линий, направленных под углом $\varphi = 45^{\circ}$ к контактным поверхностям. Поле однородно и не выходит за пределы деформируемой заготовки. Наиболее рациональная форма контактирующих поверхностей инструмента – плоская.

При максимальном трении в зоне контакта ($\mu_{\tau} = 1$) очаг деформации ограничен криволинейными линиями скольжения, сходящимися в точке раздела, расположенной на оси штампа, и выходит за пределы деформируемой заготовки, захватывая области верхнего и нижнего пуансонов. Если изготовить на нижнем и верхнем пуансонах кольцевые проточки, отвечающие форме границы очага деформации, то течение металла будет происходить при наиболее благоприятных условиях. При этом в углах гравюры штампа не образуются зоны затрудненной деформации.

Для промежуточных значений коэффициента пластического трения ($0 < \mu_{\tau} < 1$) форма очага деформации будет меняться, приближаясь к плоской при $\mu_{\tau} \rightarrow 0$. Анализ полей линий скольжения для разных значений μ_{τ} позволил аппроксимировать очаги деформации дугами окружностей различных

радиусов, определяемых по формуле $R = \frac{d}{4\mu_{\tau}}$, где d –

диаметр полости штампа; μ_{τ} – коэффициент пластического трения. В процессах холодного выдавливания μ_{τ} обычно находится в пределах 0,4–0,8 в зависимости от удельных давлений, состояния контактных поверхностей, применяемых покрытий и смазок.

Таблица 1. Стойкость элементов штампа для обратного выдавливания обоймы бесплунжерного привода

Элементы штампа	Стойкость, количество штамповок	
	Плоский пуансон	Пуансон с кольцевой проточкой, R = 20 мм
Верхний пуансон	1200	2500
Нижний пуансон	350	3200
Матрица	3500	23600

Формулу для определения радиуса проточки на пуансоне $R = \frac{d}{4 \mu_{\tau}}$ рекомендуется использовать при изготовлении обратным выдавливанием изделий с толщиной дна S , не превышающей значения $S \leq \frac{d}{8}$.

На Борисовском заводе автотракторного электрооборудования внедрен штамп для холодного обратного выдавливания обоймы привода стартера автомобиля "Волга". Кольцевая проточка выполнена только на нижнем пуансоне. Диаметр внутренней полости штампа (и нижнего пуансона) $d = 57$ мм. В процессе промышленных испытаний пуансонов с различными радиусами кольцевых проточек, зависящими от принятых значений μ_{τ} , наилучшие результаты показал пуансон с радиусом проточки $R = 20$ мм, соответствующим $\mu_{\tau} = 0,7$.

В табл. 1 приведены сравнительные значения стойкости элементов штампа для холодного выдавливания обоймы бесплунжерного привода стартера при работе с применением нижних пуансонов – плоского и с кольцевой проточкой $R = 20$ мм.

В результате внедрения нижнего пуансона с кольцевой проточкой усилие деформации уменьшилось на 15–20%, увеличилась стойкость инструмента и возросла точность детали по внутреннему диаметру.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЯЕМОСТИ МАТЕРИАЛА ПО МЕТОДУ ПОВЕРХНОСТЕЙ ОТКЛИКОВ

Целью данной работы является установление зависимости $H_{\mu} = f(\Psi, \sigma_{0,2})$ или $H_{\mu} = f(f, HV)$. Для исследования приведенных зависимостей использовался 2^2 факторный план эксперимента с четырьмя точками в центре для проверки адекватности модели первой степени. Для исследования модели второй степени добавились четыре звездные точки.

В качестве образцов применялись цилиндрические образцы для сжатия с размерами $\varnothing 20 \times 30$. Для большего приближения эксперимента к действительности не преследовалась цель обеспечения одноосного напряженного состояния путем уменьшения трения на торцах, кроме того, это дало возможность выбрать сечение с подходящей степенью деформации.

В эксперименте использовались стали В10 (0,5% С) и СR0861 (0,35% С, 0,7% Мп, 1,4% Сr, 1,4% Ni, 0,2% Мо). Для контрольных опытов использовалась сталь (0,4% С, 1,3% Mr).

В качестве характеристики деформации принята аддитивная

деформация ($\Psi = \ln F_0/F$), где F_0 — исходная площадь образца; F — текущая площадь образца. Условный предел текучести определялся по формуле

$$\sigma_{0,2} = 0,457 \cdot P_{0,5}^{1,384}, \quad (1)$$

где $P_{0,5}$ — сила выдавливания, приходящаяся на 0,5 мм длины диагонали при определении твердости по Виккерсу. Контроль показал, что ошибка не превышает 6%.

Образцы деформировались на гидравлическом прессе 100 т с регистрацией усилий и величины осадки образца электрическими датчиками силы и пути соответственно.

Для исследования были выбраны 6 моделей. На основе дисперсионного анализа из них были выбраны три для сравнительной проверки

$$y^I = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_{11} x_1^2 + b_{22} x_2^2 + b_{12} x_1 x_2; \quad (2)$$

$$y^{II} = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_{11} x_1^2; \quad (3)$$

$$y^{III} = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_{22} x_2^2; \quad (4)$$

где y - полученное значение твердости из эксперимента по логарифмической шкале; b_0, b_1, b_2, b_{12} - оценки параметров, подлежащих определению; x_1, x_2 - логарифмические формы величины Ψ и $\sigma_{0,2}$.

Формулы трансформации, использованные для приведения параметров к кодированному выводу, имеют следующую структуру:

$$\left. \begin{aligned} x_1 &= 2,166 \ln \Psi + 3,903 ; \\ x_2 &= 3,013 \ln \sigma_{0,2} - 13,127 ; \\ x_2 &= 3,392 \ln HV - 19,661 . \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

После расчета коэффициентов для приведенных моделей мы имеем

$$y^I = 5,9124 + 0,0168x_1 + 0,1616x_2 - 0,03x_1^2 - 0,005x_1x_2 \pm 0,0923 ; \quad (6)$$

$$y^{II} = 5,9124 + 0,0168x_1 + 0,1616x_2 - 0,03x_1^2 \pm 0,077 ; \quad (7)$$

$$y^{III} = 5,8885 + 0,0168x_1 + 0,1616x_2 + 0,006x_2^2 \pm 0,0845 . \quad (8)$$

Для проверки полученных зависимостей выбрано 6 случайных условий деформации, при которых проведены опыты. Условия опыта и результаты приведены в табл. 1. Там же приведены расчетные величины, рассчитанные соответственно по I, II и III моделям и соответствующие 95%-ным доверительным интервалам.

Как следует из табл. 1, результаты, вычисленные по разным моделям, отличаются незначительно. Поэтому для практического применения можно рекомендовать III модель, как наиболее удобную при расчетах.

Заменяя в уравнении (7) x_1 и x_2 с Ψ и $\sigma_{0,2}$ с использованием формулы трансформации, получаем

$$\ln H_\mu = 4,8675 + 0,0363 \ln \Psi + 0,0123 \ln \sigma_{0,2} + 0,0545 (\ln \sigma_{0,2})^2 \pm 0,085 . \quad (9)$$

В случае, если $\sigma_{0,2}$ неизвестна, можно применять эквивалентную зависимость, базирующуюся на твердости по Виккерсу нагрузкой 50 кг вида

$$\ln H_\mu = 5,096 + 0,0363 \ln \Psi - 0,2519 \ln HV + 0,069 (\ln HV)^2 \pm 0,085 . \quad (10)$$

Таблица 1. Результаты проверочных опытов (сжатие)

ψ	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	H_{μ} , кг/мм ²	ΔI H_{μ}		ΔII H_{μ}		ΔIII H_{μ}	
			ре- зультат опы- тов на сжа- тие	95% до- веритель- ный интервал	ре- зультат опы- тов на сжа- тие	95% до- веритель- ный интер- вал	ре- зультат опы- тов на сжа- тие	95% до- ве- ритель- ный интер- вал
0,12*	97,0	414	405	368-442	401	371-433	398	366-433
0,12*	62,8	345	325	297-356	324	300-350	323	296-351
0,12*	56,5	318	311	284-341	308	285-333	307	282-334
0,22	67,8	326	346	316-380	345	320-373	341	313-371
0,15	102,3	447	420	383-461	418	388-452	411	378-448
0,095	83,3	381	360	329-395	358	332-387	365	336-398

* (В10), остальные СР0861.

Анализ зависимостей (8) и (9) показал, что подавляющее влияние на $\ln H_{\mu}$ оказывает исходное состояние материала. Но так как в процессе деформации $\sigma_{0,2} = \text{const}$, то характер изменения H_{μ} определяется степенью деформации ψ . При этом характерно, что сначала, примерно до $\psi = 0,18$, происходит более интенсивное упрочнение, а затем менее интенсивное. Это согласуется с результатами других работ в этой области.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР
ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ КОНТРОЛЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

В теореме "О подобии при упругих явлениях" В.Л. Кирпичевым впервые был сформулирован закон подобия, перенесенный впоследствии на деформацию в пластической области. Всякие отклонения от закона подобия, связанные с размерами образцов, носят название "масштабный фактор". Влияние масштабного фактора на пластичность невозможно рассматривать отдельно от влияния его на сопротивление деформации. Во многих случаях уменьшение пластичности объясняется увеличением сопротивления деформированию.

В связи с тем что масштабный фактор влияет на пластичность материала и на сопротивление деформированию, то, естественно, он должен оказывать влияние и на величину сигнала акустической эмиссии.

Изучение влияния геометрических размеров образцов на генерацию сигналов акустической эмиссии в материале при его статической деформации на растяжение производилось при испытании стандартных цилиндрических образцов $l_0 = 10 d_0$. Образцы изготавливались диаметрами 6; 8; 10 мм из технически чистого железа и технически чистой меди (химический состав материала стандартный).

Для исследования была создана установка, состоящая из испытательной машины УМ-5А и электронной аппаратуры для обнаружения, усиления и записи сигнала. В качестве приемника сигналов был использован индукционный преобразователь. Датчик размещался в постоянном магнитном поле и был электрически изолирован от образца. Деформация материала производилась со скоростью 4 мм/мин.

В результате исследований было обнаружено, что с увеличением геометрических размеров образцов амплитуды излучений для обоих материалов уменьшаются, и масштабный фактор не влияет на характер закономерностей пластической деформации материалов. Таким образом, контролируя изменение частоты и амплитуды генерируемых колебаний, можно судить о степени деформации материалов и с достаточной точностью определять акустический предел текучести и акустический предел прочности материала. Уменьшение амплитуды можно, по-видимому, объяснить тем, что с увеличением поперечного сечения образца имеется

большая вероятность появления различного вида неоднородностей и слабых мест, а также влияние на процесс разрушения оказывает суммарная упругая энергия, накопленная в нагружаемой системе.

УДК 621.891

Д.И. Дмитриевич, Т.В. Калиновская, канд. техн. наук,
Р.В. Козлова

КОНТАКТНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПО ПОВЕРХНОСТИ ПОЛУПРОСТРАНСТВА

При изучении явлений, происходящих при трении, а также в процессах деформирования комбинированными нагрузками (нормальной и касательной), полезным является привлечение задачи о нагружении упругого полупространства равномерно распределенной касательной нагрузкой, моделирующей сдвиг при полной адгезии по пятну касания.

Напряжения, вызываемые действием касательной равномерно распределенной нагрузки, можно определить по формулам [1] согласно схеме (рис. 1, а):

$$\sigma_x = \frac{k}{2\pi} (\cos 2\theta_1 - \cos 2\theta_2); \quad (1)$$

$$\sigma_y = \frac{k}{2\pi} \left[4 \ln \frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2} - (\cos 2\theta_1 - \cos 2\theta_2) \right]; \quad (2)$$

$$\tau_{xy} = \frac{k}{2\pi} [(\sin 2\theta_1 - \sin 2\theta_2) - 2(\theta_1 - \theta_2)]; \quad (3)$$

$$\tau_{\max} = \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2}; \quad (4)$$

$$\operatorname{tg} 2\beta_{1,2} = \frac{2\tau_{xy}}{\sigma_x - \sigma_y}. \quad (5)$$

$$\theta_1 = \operatorname{arctg} \frac{y-a}{x}; \quad (6)$$

$$\theta_2 = \operatorname{arctg} \frac{y+a}{x}, \quad (7)$$

а толщина деформируемой пластины принимается равной 1. Расчет напряжений на контакте ($\theta_1 = -90^\circ$, $\theta_2 = 90^\circ$) по формулам (1) - (5) дает значения $\sigma_x = \sigma_y = 0$, $\tau_{xy} = \tau_{\max} = k_0$, $\beta_1 = 45^\circ$, $\beta_2 = 135^\circ$. Здесь k_0 - интенсивность приложенной касательной нагрузки; $\beta_{1,2}$ - углы наклона траекторий σ_1 и σ_2 (параметр изоклины). При таком расчете вся контактная поверхность является траекторией максимальных сдвигающих напряжений. Особенности имеют место в особых точках А и В, где $\theta_1 = 0$, $\theta_2 = 90^\circ$ (точка А) и $\theta_1 = -90^\circ$, $\theta_2 = 0$ (точка В), если упомянутые точки считать принадлежащими к проходящим через них вертикальным сечениям. Тогда $\sigma_{xA} = \frac{k_0}{\pi}$; $\sigma_{yA} = \infty$; $\tau_{xyA} = \frac{k_0}{2}$; $\tau_{\max A} = \infty$;

$$\beta_{1A} = 0^\circ; \sigma_{xB} = -\frac{k_0}{\pi}; \sigma_{yB} = -\infty; \tau_{xyB} = \frac{k_0}{2}; \tau_{\max B} = \infty;$$

$$\beta_{1B} = 90^\circ.$$

Отрицательными считаются сжимающие напряжения. Эксперимент не подтверждает описанные выше распределения τ_{\max} , σ_y и $\beta_{1,2}$. Поэтому для уточнения напряженного состояния на контакте были построены эпюры τ_{\max} и σ_y в вертикальных сечениях поля напряжений и произведена их экстраполяция на контактную поверхность (последняя расчетная точка в каждом сечении отстоит от контактной поверхности на 0,025 а).

На рис. 1, б показаны эпюры τ_{\max} на контакте; рассчитанная по формулам (1) - (4) (прямая 1), полученная мето-

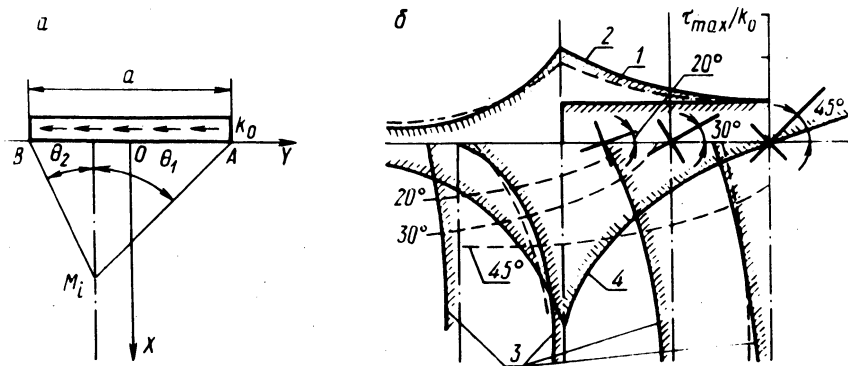


Рис. 1. Схема приложения касательной нагрузки в системе координат ХОУ (а) и напряженное состояние на контакте и в его окрестностях при сдвиге по пятну касания (б).

дом экстраполяции (кривая 2) эпюр τ_{\max} в вертикальных сечениях (кривые 3). Таким же путем найдены углы выхода на контактную поверхность изостат (показаны крестиками) и эпюра σ_y (кривая 4).

Для оценки величин τ_{\max} и σ_y в особых точках был произведен их расчет в точках, отстоящих от особой на весьма малое расстояние (табл. 1).

Таким образом, в окрестности особых точек τ_{\max} и σ_y стремятся не к бесконечности, предел их \max отношения $\left| \frac{\sigma_{yA(B)}}{\tau_{\max A(B)}} \right| \approx 2,1$.

На рис. 1, б штриховыми линиями очерчены эпюры τ_{\max} в объеме и на контактной поверхности, а также отрезки изоклин, полученные экспериментально (упругий материал СКУ-10, инструмент приклеен к образцу). Сравнение с расчетными эпюрами показывает, что, пользуясь уравнениями (1) - (5), можно достаточно точно оценить распределение напряжений на контактной поверхности только методом экстраполяции эпюр, построенных в вертикальных сечениях поля напряжений. Несмотря на полную адгезию между инструментом и образцом, контактная поверхность не является траекторией максимальных сдвигающих напряжений (рис. 1, б, выход изостат на поверхность), а распределение τ_{\max} не совпадает с равномерной эпюрой $\tau_{xy} = k_0$, приложенной по касательной к образцу при формулировке задачи. Разница увеличивается в направлении особых точек.

При сложении напряженных состояний от нормальной (N) и поперечной касательной (T) нагрузок на поверхности остаются

Таблица 1.

x	y	$\tau_{\max A(B)}$	$\sigma_{yA(B)}$	$\frac{\sigma_{yA(B)}}{\tau_{\max A(B)}}$
0,0025a	$\pm a$	$7,48 k_0 / 2\pi$	$\pm 15,62 k_0 / 2\pi$	2,1
"	$\pm 1,0025a$	$7,29 k_0 / 2\pi$	$\pm 15,25 k_0 / 2\pi$	2,1
"	$\pm 0,9988a$	$7,7 k_0 / 2\pi$	$\pm 15,593 k_0 / 2\pi$	2,03
0,0035a	$\pm a$	$11,2 k_0 / 2\pi$	$\pm 23,5 k_0 / 2\pi$	2,1
0,035a	$\pm 1,005a$	$6,7 k_0 / 2\pi$	$\pm 13,88 k_0 / 2\pi$	2,075

неизменными эпюры σ_{xN} , τ_{xyT} и τ_{maxT} , воздействие касательной нагрузки оказывает влияние лишь на эпюру σ_y , которая становится несимметричной и в зависимости от соотношения между σ_{nN} и k_{OT} может превратиться в сжимаемую или сохранить зону растяжения.

Л и т е р а т у р а

1. Фрохт М. Фотоупругость, т. 1. М.-Л., 1948.

УДК 621.762.043

О.В. Роман, докт. техн. наук,
Е.И. Вербицкий, канд. техн. наук,
О.В. Заяш

ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ФОРМОВАНИЕ ПОЛОСТЕЙ В СПЕЧЕННЫХ ЗАГОТОВКАХ

Процесс высокоскоростного формования осуществлялся на установке рис. 1, включающей в себя: а) собственно пороховой копер вертикального типа с совершаемой работой 1000 кгм и максимальной скоростью бойка 100 м/с. Регулировка скорости бойка производится изменением его массы и величины заряда. В качестве энергоносителя используется порох "Сокол"; б) штамп для плоского деформирования, так как плоская задача наиболее удобна для расчета напряженно-деформированного состояния; в) устройство, обеспечивающее регистрацию перемещения пуансона во времени в процессе пластической деформации и при полете; г) устройство, обеспечивающее регистрацию изменения усилия деформирования во времени.

Пороховой копер представляет собой конструкцию, состоящую из основания 1 и верхней плиты 2, стянутых колоннами 3. Несколько комплектов колонн обеспечивают изменение закрытой высоты копра в зависимости от поставленной технологической задачи. В верхнюю плиту вмонтирован ствол 4 с гнездом под гильзу. В гильзу 5 вставляется патрон с порохом. На ствол наворачивается затвор 6 и вворачивается ударник пружинного действия 7. В стволе движется шток, 8 к которому винтом 9 крепится срезаемая медная шайба 10, обеспечивающая в первый момент времени подпор продуктам сгорания пороха, в дальнейшем служащая уплотнением, препятствующим попаданию газов в рабочую зону. Эту же роль играет имеющееся в стволе отверстие 11. К штоку крепится пуансон 12, который переме-

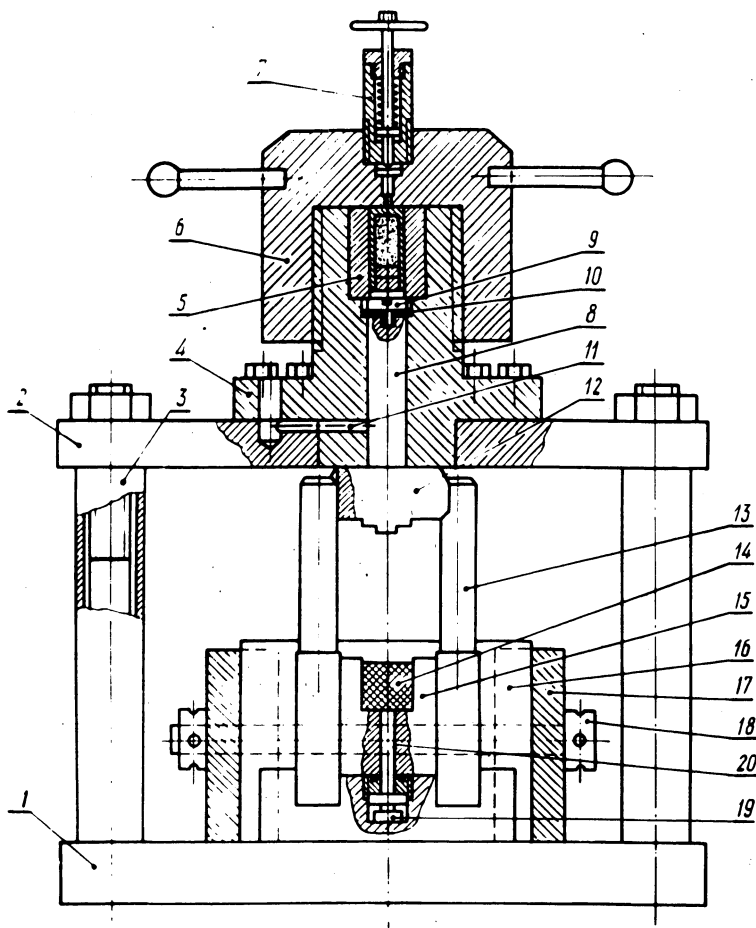


Рис. 1. Установка высокоскоростного деформирования.

шается по направляющим 13. Заготовка 14 помещается в скобу (матрицу) 15 и зажимается между плитами 16 с помощью обоймы 17, состоящей из двух половинок, стягиваемых болтами 18.

Для регистрации кинематических и силовых параметров процесса высокоскоростного деформирования применена следующая методика. С одной стороны штампа укреплен фотоэлементный датчик FG -3, освещаемый с другой стороны лампой накаливания. При подлете пуансона и в процессе деформации окошечко фотоэлемента перекрывается и, пропорционально перемещению пуансона, изменяется величина фототока. Сигнал с фотоэлемен-

та подается на вход катодного осциллографа $ZS=4$. Регистрация усилия осуществляется с помощью пьезоэлектрического датчика 19 марки РК-2000, вмонтированного в основание матрицы. Усилие на датчик передается через штифт 20. Общая величина усилия находится из соотношения

$$P = p \frac{F}{f},$$

где P – сила, действующая на штифт; F – площадь дна матрицы; f – площадь штифта. Пьезоэлектрические датчики преобразуют механическую величину деформации в пропорциональные электрические заряды. Благодаря применению кристаллов кварца достигается высокая линейность, хорошая чувствительность и малое обратное действие на измеряемую величину. Создаваемые электрические заряды подводятся к электрометрической приставке; задача снизить необходимое для пьезоэлектрических датчиков высокое входное сопротивление до низкого выходного. С электрометрической приставки сигнал подается на выход осциллографа $ZS=4$. Тарировка датчика статическая.

При исследовании процесса высокоскоростного вдавливания пуансона в спеченную заготовку в качестве последней использовались брикеты из порошка ПЖ2М2 с относительной плотностью от 75% до 93%, размером 40x40x30 мм. Усилие вдавливания пуансона регистрировалось во времени со скоростью развертки на осциллографе, равной 0,00003 с/см. Форма пуансона и копия осциллограммы для брикета с относительной плотностью 86% представлены на рис. 2. Видно, что процесс носит ярко выраженный волновой характер. На рис. 2 представлена экспериментальная зависимость максимального усилия

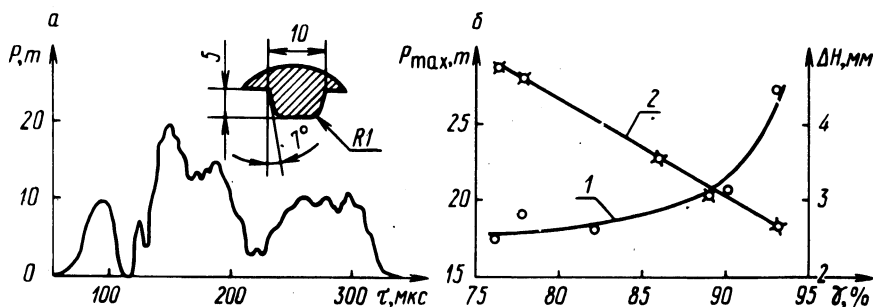


Рис. 2. Копия осциллограммы при вдавливании плоского пуансона в спеченную заготовку с $\gamma = 86\%$ (а); Зависимость максимального усилия вдавливания (1) и глубины образующейся полости (2) от исходной плотности спеченной заготовки (б); порошок ПЖ2М2; скорость подлета бойка 36,5 м/с.

вдавливания, а также глубины выдавливающейся полости от первоначальной плотности заготовки. Усилие вдавливания значительно возрастает при плотностях заготовки более 80%. Глубина же полости при свободном внедрении пуансона в диапазоне плотностей 75%...93% имеет обратно пропорциональную зависимость. Во всех указанных случаях скорость полета бойка составляла 36,5 м/с.

УДК 621.981.073

В.Н. Булах, канд. техн. наук,
И.Г. Добровольский, канд. техн. наук,
В.Ш. Курман

ВАКУУМНАЯ ШТАМП-КАМЕРА

В последнее время для защиты тугоплавких металлов (молибден, ниобий, тантал, вольфрам и др.) от окисления и газонасыщения при нагреве и после него применяют местные устройства к оборудованию для нагрева и деформации в вакууме и контролируемой среде. Преимуществом этого способа является вакуумирование непосредственно зоны нагрева, деформации и охлаждения. Особый интерес представляет использование подобных устройств в порошковой металлургии. Деформирование металллокерамических заготовок в вакууме и контролируемой среде обеспечивает возможность получения практически беспористых металллокерамических изделий.

Предлагаемая штамп-камера является универсальной. При наличии сменных комплектов рабочих частей (пуансона и матрицы) возможна переналадка штамп-камеры с целью получения изделий различных типоразмеров и конфигураций. Конструкция вакуумной штамп-камеры предусматривает ее установку на различных типах кузнечно-штамповочного оборудования.

Штамп-камера (рис. 1) состоит из герметичной камеры и штампа, взаимосвязанных между собой. Герметичная камера выполнена из двух частей: верхней 3 и нижней части камеры 2, соединенных между собой болтами.

Штамп состоит из верхней плиты 8, нижней плиты 5, пуансона 11, матрицы 16, четырех направляющих колонок 6 и втулок 7, пружин 12, ограничителей 4, выталкивателя 15, деталей крепления и деталей, обеспечивающих герметизацию ввода пуансона и выталкивателя в камеру. Крепление пуансона к вер-

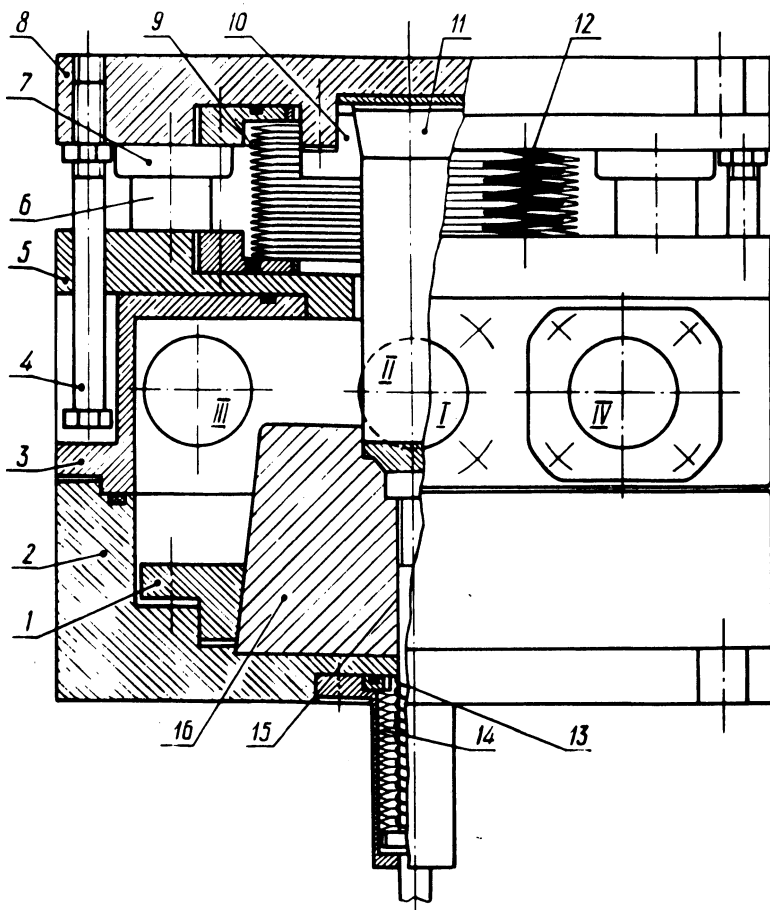


Рис. 1. Вакуумный штамп-камера.

хней плите штампа и матрицы к нижней части камеры осуществляется с помощью прижимных колец 10 и 1 болтами.

Для раскрытия штампа после окончания процесса деформирования заготовки служат четыре пружины, ход которых для возврата пуансона в исходное положение ограничивается двумя ограничителями, ввернутыми в верхнюю плиту штампа. Величина хода пуансона регулируется путем изменения длины ограничителей. При установке штамп-камеры на пресс, обеспечивающий достаточное усилие деформирования при небольшом ходе (например, кривошипно-коленный, гидравлический и т.п.), раскрытие штампа будет осуществляться за счет усилия прессы при обратном ходе ползуна, так как при этом верхняя плита

штампа крепится непосредственно к ползуну прессы. Соответственно исключаются пружины, необходимые для создания усилия раскрытия штампа. Возможность крепления верхней плиты штампа к ползуну прессы ограничивается величиной хода ползуна последнего, так как в случае больших ходов необходимо применение сильфонов больших размеров для обеспечения хода пуансона, равного ходу ползуна прессы.

Для выталкивания отштампованной детали служит выталкиватель, получающий движение от нижнего выталкивателя прессы, либо от отдельного выталкивающего устройства, установленного на применяемом оборудовании. Для возвращения выталкивателя в исходное положение имеется пружина 13.

Герметизация ввода пуансона и выталкивателя в камеру осуществляется с помощью сильфонов 9, 14.

Соосность рабочих деталей штампа (пуансона и матрицы) обеспечивается посредством направляющих колонок и втулок; специальной кольцевой посадочной поверхностью, имеющейся в нижней плите штампа и сопрягающейся с отверстием в верхней части камеры; соответствующим креплением пуансона и матрицы и центрированием верхней и нижней частей камеры.

Подача заготовок производится через отверстие I, соединенное с вакуумной электрической печью и загрузочным устройством. Удаление отштампованных деталей — через отверстие II, соединяемое с приемником и системой газонаполнения. Отсос воздуха из камеры производится через отверстие III, соединяемое с вакуумным насосом. В штамп-камере предусмотрено смотровое окно 1У для наблюдения за процессом деформирования.

УДК 621.771

А.В. Степаненко, докт. техн. наук,
В.А. Чайка, канд. техн. наук,
М.В. Логачев, канд. техн. наук

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРИЛИПАНИЕ СТЕКЛА К МЕТАЛЛУ ПРЕСС-ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ЕГО ПРЕССОВАНИЯ

В настоящее время для получения массовых изделий из стекла используют высокопроизводительный процесс прессования вязко-пластичной стекломассы.

Целью работы явилось исследование процесса адгезии. возникающей при прессовании стекла в зависимости от температуры формы, когда время контакта "стекло-металл" не было 20 с.

Исследования проводились на опытной установке, с которой приведена на рис. 1. Установка состоит из нижней 1 и верхней 2 (подвижной) плиты, связанных посредством 3. На плитах закреплялись стержни-пуансоны 4, имеющие электрические нагреватели 5. Деформирование стекломассы извлеклось сменными пресс-формами 7,8, установленными на концах стержней-пуансонов.

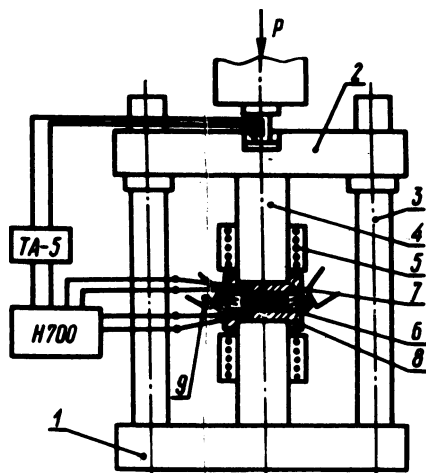


Рис. 1. Схема установки для прессования стекла.

Опыты проводились в следующей последовательности: после прогрева стержней-пуансонов электрическими нагревателями до температуры 380–400°С на торцы их устанавливались предварительно разогретые в печи пресс-формы. Между нижней и верхней частями пресс-формы помещалось подогретое до 600°С стекло, которое окончательно нагревалось до температуры пластического состояния факелами двух горелок 9. Затем под действием приложения усилия Р верхняя часть пресс-формы смыкалась с разогретой стекломассой и деформировала ее. После этого пресс-форма снималась со стержней-пуансонов и помещалась в печь для отжига.

В процессе прессования стекла регистрировались температура пресс-форм, усилие и время прессования.

Температура верхней и нижней части пресс-формы замерялась хромель-алюминиевыми термопарами, термо-э.д.с. которых направлялась в осциллограф H700 и записывалась на фотобумагу. Для снятия показаний с полученных осциллограмм

была проведена тарировка прибора в соответствии со значениями т. э.д.с. термомпар. Время контакта (прессования) фиксировали по отметчику времени, вмонтированному в осциллограф. Усилие прессования фиксировали с помощью мессдозы сжатия. Сигналы от мессдозы усиливали тензометрическим усилителем ТА-5 и также регистрировали на фотобумаге осциллографом Н700. Степень адгезии оценивалась по площади прилипания стекла к пресс-форме.

Исследовались зависимости площади прилипания стекла от температуры пресс-формы для следующих условий опыта: материал стекла - БФ16, материал пресс-формы - сталь марки Х18Н9Т, масса стекла - 8,7 г, время деформации - 10 с; усилие прессования показало, что прилипание стекла к металлу имеет место при температуре пресс-формы, равной 570°C , и составляет 9,8% от всей площади контакта. С повышением температуры пресс-формы площадь прилипания увеличивается. При температуре пресс-формы, равной 820°C , прилипание происходит практически по всей поверхности контакта.

На основании полученных данных следует, что на адгезию при прессовании значительное влияние имеет температура пресс-формы. Установлено, что при температуре до 550°C адгезии на исследованной паре материалов не наблюдается. При температурах выше 550°C адгезия усиливается пропорционально росту температуры.

УДК 531.781.2

М.А. Барановский, докт. техн. наук,
О.М. Дьяконов

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ

Высокоскоростное ударное деформирование характеризуется прежде всего резкой нестационарностью всех без исключения параметров и кратковременностью протекания. Изложенная в данной работе методика позволяет исследовать кинематику перемещения деформирующего инструмента и пластического течения металла в процессе закрытого высокоскоростного выдавливания полости в зависимости от изменения какого-нибудь общего параметра: времени или перемещения инструмента. Мето-

дика основана на совмещении построения диаграммы "путь-время" для инструмента и визиопластического метода при использовании безынерционной аппаратуры.

Цилиндрический образец 1 с координатной сеткой на меридиональной плоскости помещается в контейнер 2 (рис.1). Пуансон 3, форма наконечника которого соответствует форме выдавливаемой полости, удерживается нитью на определенном расстоянии от образца 1 и центрируется относительно его оси направляющей втулкой 7. Боек 6, вылетая из канала ствола 5 порохового копра, разгоняет пуансон 3, обрывая нить. Уже до момента соударения с образцом 1 пуансон 3 и боек 6 движутся как единое целое. Шайба 4 предназначена для ограничения их хода в случае, если необходимо прервать процесс деформации на определенной стадии.

Для построения диаграммы "путь-время" используется оптическая система, состоящая из источника света 1; линз 2, 3 и фотодатчика 4 (рис. 2). В качестве фотодатчика применен

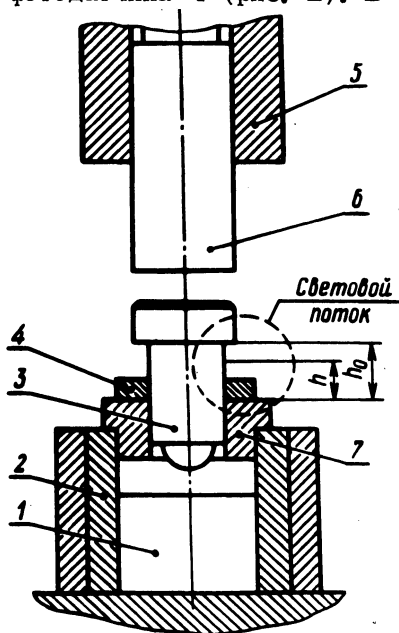


Рис. 1. Экспериментальный штамп закрытого выдавливания полостей.

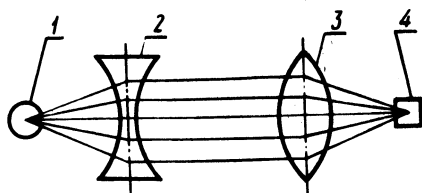


Рис. 2. Схема оптического устройства.

фотодиод ФД-9К177, который соединен с основным входом и входом синхронизации осциллографа С1-18.

Световой поток, попадающий на фотодиод, меняется при совместном движении пуансона 3 и бойка 6 за счет уменьшения

кольцевого зазора между буртом пуансона 3 и втулкой 7 (рис. 1). В результате на вход осциллографа подается переменное напряжение. Диаметр пучка света выбирается таким, чтобы осциллограмма отображала кинематику перемещения инструмента не только в процессе деформации, но и до ее начала. Это позволяет, с одной стороны, осуществить запуск развертки луча осциллографа за счет падения напряжения, подаваемого на вход синхронизации, а с другой – определить истинную, т.е. неосредненную на каком-либо участке начальную скорость деформирования.

Расшифровка осциллограммы "напряжение – время" осуществляется построением тарировочной кривой "путь – напряжение". Путь инструмента определяется по формуле

$$S = h_0 - h,$$

где h_0 – начальная высота, выбранная относительно какой-нибудь неподвижной плоскости (рис. 1); h – текущая высота, фиксируемая, например, толщиной калиброванных пластин.

Каждому значению высоты (h_0, h), а следовательно, и пути (S) соответствует строго определенное значение напряжения, снимаемого с фотодиода.

При построении диаграммы "путь – время" осциллографирование и тарировка осуществляются без ограничительной шайбы 4, т.е. процесс выдавливания полости не прерывается. Последовательное дифференцирование диаграммы дает зависимости скорости и ускорения инструмента от времени. При сопоставлении этих зависимостей с диаграммой можно построить графики "скорость", "ускорение", "путь".

Кинематические параметры точек пластической области определяются по изображениям координатных сеток при различных значениях пути, пройденного инструментом. С этой целью процесс выдавливания полости повторяется заново несколько раз при тех же условиях, как и при построении диаграммы "путь–время", но с перерывом на различных стадиях. Начальная скорость деформирования во всех случаях выдерживается одной и той же за счет точного дозирования порохового заряда и контролируется при помощи описанного оптического устройства.

Подбором толщины шайб 4 процесс выдавливания полости можно разбить на последовательные этапы с любой степенью дискретизации. Однако эта операция возможна лишь в том случае, если пластическое течение металла заканчивается одно-

временно с остановкой инструмента. В этом случае для любой точки пластической области по ее положению после каждого этапа строится траектория движения и определяется величина последовательных перемещений. На каждом этапе время перемещения точки равно времени перемещения инструмента и известно из диаграммы "путь - время". Отсюда кинематические параметры точек пластической области определяются в любой момент времени и при любых значениях пути, пройденного инструментом.

Деформируемый металл может получить дополнительное перемещение под действием инерционных сил после резкой остановки инструмента. Поскольку в процессе закрытого высокоскоростного выдавливания полости это перемещение незначительно, то уместно предположить, что траектории точек пластической области и синхронность их взаимного движения на этом перемещении остаются такими же, какими бы они были при непрерывном движении инструмента. Данное предположение позволяет рассматривать получаемые изображения координатных сеток как мгновенные изображения непрерывного процесса выдавливания. Таким образом, и в этом случае его можно разбить на последовательные этапы и при определении кинематических параметров точек воспользоваться диаграммой "путь - время". При этом положение инструмента в конце каждого этапа должно оцениваться не по ограничительному упору, а по контакту с деформированным образцом.

Изложенная методика позволяет получить данные для расчета деформирующих усилий и работ деформации, определения напряженно-деформированного состояния процессов высокоскоростного выдавливания полостей.

УДК 621.983.44

И.Г. Добровольский, канд. техн. наук,
В.И. Шаповалов, В.Г. Шелканов

ПОЛУЧЕНИЕ ГИБКИХ КОЛЕС ВОЛНОВЫХ ПЕРЕДАЧ МЕТОДОМ РОТАЦИОННОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Целью работы являлось исследование возможности изготовления заготовки гибкого колеса пластическим деформированием для получения повышенных показателей циклопрочности волновой передачи при условии обеспечения жестких требований точности геометрических размеров колеса.

Экспериментальной проверке подвергались три метода изготовления заготовок колец: вытяжка колпачков из листа с последующим ротационным выдавливанием; гибка полуколец, сварка их вдоль образующей цилиндра с последующей раскаткой; механическая обработка из трубы в сочетании с ротационным выдавливанием.

При выборе исходной толщины листа по первому методу определяющим размером являлась величина утолщения для зубчатого венца колеса. Маршрут утонения стенки от исходной (2,5 мм) до конечной толщины стакана (0,6 мм) потребовал шести раскатных переходов с промежуточными отжигами и травлениями (материал 3БНХТЮ). При этом необходимость обеспечения точности внутреннего диаметра стакана в пределах 0,03 мм при номинальном размере \varnothing 80 мм и перпендикулярности дна относительно оси детали потребовали ужесточения требований к исходному колпачку-заготовке и специального корригирования инструмента. Все это, а также сложность обеспечения требуемой длины стакана от торца до утолщения зубчатого венца и вынужденное введение дополнительной операции торцевой калибровки дна стакана роликом для обеспечения необходимой перпендикулярности заставили отказаться от цельнотянутых заготовок.

Сварная заготовка получалась из двух полуколец, согнутых из листа (сталь 30 ХГСА, толщина 2,5 мм). Исходя из свойств материала и требований, предъявляемых к полученному шву, были рассмотрены два вида сварки: аргоно-дуговая сварка вольфрамовым неплавящимся электродом и электронно-лучевая. Осуществление процесса ротационного выдавливания в части режимов, последовательности и количества переходов, оснастки и инструмента полностью соответствовали обработке колпачков-заготовок с глухим дном, вытянутым из листа.

При обработке сварных заготовок отсутствовали трудности, определяемые наличием дна. Точностные характеристики были такого же порядка, как и для стаканов, полученных из цельнотянутых колпачков. Имели место трещины и следы необработанной поверхности, вызванные неравномерностью структуры металла по сечению толщины стенки в зоне шва. Все это потребовало серьезного ужесточения требований к сварной заготовке.

Технико-экономическое обоснование исследованных методов получения заготовки гибкого колеса показало, что из сравниваемых вариантов технологического процесса наиболее целесо-

образным является сочетание механической обработки заготовки колеса из исходной трубы (85 х 3,5 х 5000 мм, сталь 30 ХГСА) с последующим ротационным выдавливанием. Два других варианта, хотя и обеспечивали более высокий коэффициент использования металла, но для обеспечения необходимой геометрической точности требовали больших трудозатрат.

По принятому методу изготовления заготовки, получаемые из исходной трубы на обрешном круглопильном полуавтомате, с целью получения мелкозернистой равномерной структуры подвергались отжигу в вакууме (температура нагрева 860–880^oС, время выдержки 1,5 ч, охлаждение с печью до 150^oС). После термообработки осуществлялась подрезка торцов с двух сторон заготовки, обеспечивающая необходимый ее размер (с учетом удлинения при пластической деформации и припусков на окончательную подрезку торцов), и растачивалось классное отверстие для посадки стакана на пуансон при дальнейшем его ротационном выдавливании. Здесь же осуществлялась проточка наружной поверхности под окончательную раскатку шариками.

Диаметр базового отверстия (79,96 мм), несколько меньший его окончательного размера по чертежу, учитывал последующее незначительное его увеличение при раскатке наружной поверхности. Диаметр последней обеспечивался с учетом припуска (0,4 мм на диаметр) под раскатку.

Ротационное выдавливание венца, а затем и самого стакана проводили при смазке оправки и заготовки касторовым маслом и охлаждении эмульсолом. Режимы раскатки: число оборотов оправки – 270 об/мин; подача – 0,31 мм/об. Причем при обработке венца использовались шары \varnothing 18 мм, а стакана – \varnothing 8 мм.

Эксплуатационная стойкость гибких колес, изготовленных из заготовок, полученных сочетанием механической обработки и ротационного выдавливания (как показали последующие комплексные испытания) значительно превышает параметры колес, полученных традиционными способами. Работоспособность волновых передач при этом возрастает за счет уплотнения металла заготовки гибкого колеса в процессе ее холодного пластического деформирования, уменьшения остаточных напряжений и формирования благоприятной макроструктуры (отсутствие перерезания волокон и устранение гребешков обработки на поверхности).

М.А. Барановский, докт. техн. наук,
И.В. Качанов

РЕГИСТРАЦИЯ СИЛЫ ТРЕНИЯ В КОНТЕЙНЕРЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРЕССОВАНИИ

Величина усилия, действующего на пуансон в процессе высокоскоростного прессования, зависит от сопротивления металла пластическому деформированию, силы контактного трения и сил инерции деформируемой заготовки.

В свою очередь, величина силы контактного трения определяется суммой составляющих [1], одной из которых является сила трения между заготовкой и стенкой контейнера.

Изложенная в данной статье методика позволяет осуществить регистрацию силы трения между заготовкой и стенкой контейнера и оценить ее долю в балансе энергозатрат процесса высокоскоростного прессования.

Регистрация силы трения в контейнере осуществлялась в экспериментальном штампе (рис. 1), состоящем из сменных

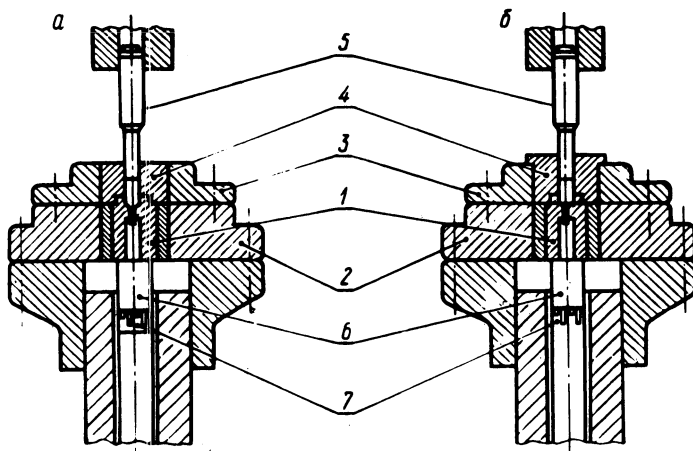


Рис. 1. Схемы нагружения месдозы: а – нагружение месдозы с регистрацией силы трения в контейнере; б – исключение силы трения в контейнере из измерительной цепи.

матриц для прессования 1, устанавливаемых по ходовой посадке в матрицедержатель 2. К матрицедержателю 2 винтами крепится корпус 3. Сменные контейнеры 4, выполненные без кольцевых буртов, опирались на матрицу 1 при установке их в корпусе 3 по ходовой посадке (рис. 1, а).

При установке контейнера 4 по схеме (рис. 1, б) происходила посадка его на корпус 3 кольцевым буртом. Разгон пуансонов 5 осуществлялся на пороховой установке.

Месдоза 6, на которую наклеивался тензометрический мост 7, составленный из малогазных фольговых тензорезисторов с базой $b = 1$ мм, устанавливалась под матрицу штампа и воспринимала различную величину усилия деформирования при нагружении ее соответственно по схемам (рис. 1, а, б).

Напряжение разбаланса тензометрического моста поступало в усилительный блок [2], выполненный на операционных усилителях УТ-401Б, а затем усиленное значение сигнала поступало на один из входов электронного осциллографа С1-18.

Для синхронной записи усилия деформирования с моментом взрыва использовалась ждущая развертка осциллографа.

Для запуска ждущей развертки, регистрации скорости полета инструмента и текущей скорости деформирования была разработана система, состоящая из оптического квантового генератора ЛГ-56, системы линз и фотодиода ФД-9К. Разрешающая способность фотодиода ФД-9К позволяла регистрировать вышеуказанные параметры в диапазоне скоростей деформирования (80...150) м/с.

При протекании процесса прессования по схеме (рис. 1, а), когда контейнер и матрица в штампе устанавливались по ходовой посадке, месдоза воспринимала полное усилие прессования.

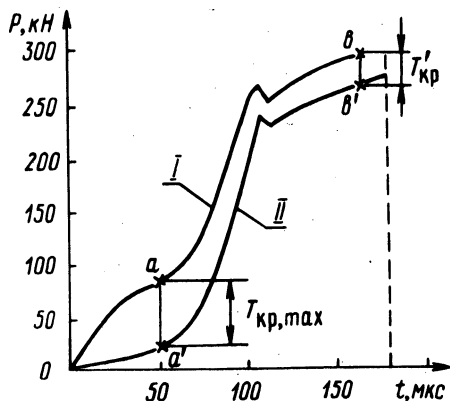


Рис. 2. Определение зависимости трения в контейнере в процессе высокоскоростного прессования: I — зависимость усилие—время, полученная для схемы нагружения рис. 1, а; II — зависимость усилие—время, полученная для схемы нагружения рис. 1, б; $V_0 = 142$ м/с; $t = 950^\circ\text{C}$; материал — 45ХЗВЗМФС.

При нагружении месдозы по схеме (рис. 1, б) сила трения в контейнере на месдозу не передавалась, т.к. контейнер опирался кольцевым буртом на корпус, что исключало его перемещение в направлении прессования. Сила трения между заготовкой и поверхностью контейнера в любой момент времени про-

текания процесса определялась, как разность ординат соответствующих точек (рис. 2) a и a' , b и b' , взятых на осциллограммах I и II. (рис. 2).

Анализ полученных осциллограмм показывает, что сила трения в контейнере T , достигает наибольшего значения в момент $t_{кр\ max}$ времени, соответствующий полной распрессовке образца в контейнере. Сопоставление начальных участков oa и oa' кривых I и II позволяет сделать вывод о волновом характере распространения пластической деформации в образце на стадии распрессовки его в контейнере.

Л и т е р а т у р а

1. Перлин И.Л. Теория прессования металлов. М. 1964.
2. Барановский М.А. и др. К вопросу регистрации силовых параметров при высокоскоростном деформировании. - В сб.: Металлургия, вып. 10. Минск, 1977.

УДК 621.771

Е.Б. Ложечников, канд. техн. наук,
Г.В. Шедко

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА РАБОЧЕЙ КЛЕТИ ПРОКАТНОГО СТАНА

Разработана конструкция стана, привод валков которого осуществляется через зубчатые передачи, установленные в рабочей клетки [1], [2]. Наличие зубчатой передачи в рабочей клетки позволяет уменьшить передаваемый шпинделями крутящий момент и упростить конструкции валков.

Из конструктивно-технологических соображений (рис. 1) очевидна необходимость выполнения следующих соотношений размеров:

$$d \leq d_{i1} ; \quad (1)$$

$$D_B \geq D_{e2} , \quad (2)$$

где d , D_B - соответственно диаметр ведущего вала и диаметр бочки валка; D_{i1} и D_{e2} - диаметры окружностей впадин шестерни и выступов колеса соответственно.

Соотношения (1), (2) налагают ограничения на размеры зубчатой передачи, а следовательно, и на передаточное число $u = z_2 / z_1$, где z_1 , z_2 - соответственно числа зубьев

шестерни и колеса. Произвольный выбор передаточного числа может привести либо к недопустимому снижению прочности приводного вала при большом передаточном числе, либо к недостаточно эффективному использованию возможности уменьшения передаваемого шпинделями крутящего момента (за счет малого передаточного числа).

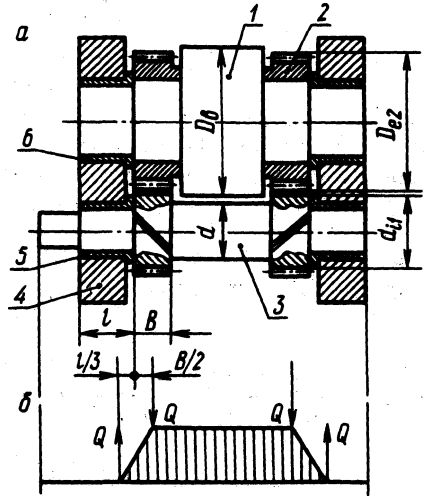


Рис. 1. Зубчатая передача рабочей клетки стана для прокатки порошков (а); 1 – валок; 2 – зубчатое колесо; 3 – вал-шестерня; 4 – станина рабочей клетки; 5 – подшипники вала-шестерни; 6 – подшипники валка; эпюра изгибающих моментов вала-шестерни (б).

Для нахождения оптимального передаточного числа с учетом соотношений (1), (2) и допустимой нагрузки на ведущие валы рассмотрим значения отдельных параметров зубчатой передачи.

Диаметр вала в опасном сечении А-А (рис. 1) по данным [3]

$$d = \sqrt[3]{\frac{\sqrt{M_{и} + 0,45 M^2}}{0,01 [\sigma_{и}]}} \quad (3)$$

где $M_{и}$ – изгибающий момент в опасном сечении, кг·см; M – крутящий момент, передаваемый приводным валом, кг·см; $[\sigma_{и}]$ – допускаемое напряжение на изгиб, кг/см².

Принимаем $l = 12 m$; $b = 12 m_{п}$, где $m_{п}$ – нормальный модуль зацепления косозубой передачи, см. Тогда согласно рис. 1

$$M_{и} = \sqrt{P^2 + R^2} (1/3 + b/2) = 10 m_{п} \sqrt{P^2 + R^2},$$

где $P = \cdot 2M / \cdot z_{п}$ – окружное усилие зубчатой передачи; R – радиальное усилие зубчатой передачи.

Поскольку [3] $R=0,5P$, а $Q=\sqrt{P^2+R^2}\approx 1,1P$ получим $M_{\Pi} = 22M/z_1$.

В результате подстановки значений крутящего ($M = 97400 N/n_1$) и изгибающего моментов в выражение (3) и его преобразования получим

$$d = 214 \sqrt[3]{\frac{484 + 0,45 z_1^2}{n_2 u z_1 [\sigma_{и}]}} \quad (4)$$

где N - мощность прокатки, кВт; n_1, n_2 - число об/мин приводных валов и валков соответственно.

Поскольку [3] для косозубых колес $D_{i1} = m_{\Pi} z_1 / \cos \beta - 2,5 m_{\Pi}$, где β - угол наклона зубьев на делительном цилиндре, то, используя [4], решим соотношение (1) относительно m_{Π}

$$m_{\Pi} = \frac{214 \cos \beta}{z_1 - 2,5 \cos \beta} \sqrt[3]{\frac{N \sqrt{484 + 0,45 z_1^2}}{n_2 u z_1 [\sigma_{и}]}}$$

В то же время, учитывая [3], что $D_{e2} = m_{\Pi} z_1 u / \cos \beta + 2 m_{\Pi}$, получим из соотношения [2]

$$m_{\Pi} = \frac{D_b \cdot \cos \beta}{z_1 u + 2 \cos \beta} \quad (6)$$

Таким образом, зная мощность прокатки, диаметр бочки и число оборотов валков и задаваясь значениями z_1, β и $[\sigma_{и}]$ при совместном решении уравнений (5) и (6) найдем значения передаточного числа и нормального модуля, выбранные исходя из условий геометрических ограничений (1), (2) и прочности приводных валов.

Решение системы уравнений (5), (6) найдем подстановкой значения m_{Π} из (6) в (5). Обозначив

$$\frac{214 \cos \beta}{z_1 - 2,5 \cos \beta} \sqrt[3]{\frac{N \sqrt{484 + 0,45 z_1^2}}{n_2 z_1 [\sigma_{и}]}} = \sqrt[3]{K}$$

и возведя обе части уравнения в куб, после преобразований получим полное кубическое уравнение

$$n^3 + au^2 + 2bu + c = 0, \quad (7)$$

коэффициенты которого равны.

$$a = \frac{6 \cos \beta}{z_1}; \quad b = \frac{12K z_1 \cos^2 \beta - D_b^3 \cos^3 \beta}{K z_1^3};$$

$$c = \frac{8 \cos^3 \beta}{K z_1^3}.$$

Подстановкой $u = y - a/3$ уравнение (7) приводится к "неполному" виду [4]

$$y^3 + py + q = 0, \quad (8)$$

где $p = -a^2/3 + b$; $q = 2(a/3)^3 - ab/3 + c$.

Корни y_1, y_2, y_3 "неполного" кубического уравнения (8) равны [4] $y_1 = A+B$; $y_{2,3} = -\frac{A+B}{2} \pm i \frac{A-B}{2} \sqrt{3}$;

$$A = \sqrt[3]{-\frac{q}{2} + \sqrt{Q}}; \quad B = \sqrt[3]{-\frac{q}{2} - \sqrt{Q}}; \quad Q = \left(\frac{p}{3}\right)^3 + \left(\frac{q}{2}\right)^2,$$

причем в качестве A и B принимаются любые значения кубических корней из соответствующих комплексных чисел, удовлетворяющих соотношению $AB = -p/3$. В случае $Q < 0$ ("неприводимый" случай) можно воспользоваться тригонометрическим решением [4] кубического уравнения

$$y_1 = 2\sqrt[3]{-\frac{p}{3}} \cos \frac{\alpha}{3}; \quad y_{2,3} = -2\sqrt[3]{-\frac{p}{3}} \cos \left(\frac{\alpha}{3} \pm \frac{\pi}{3}\right);$$

$$\cos \alpha = -\frac{q}{2\sqrt[3]{-(p/3)^3}}. \quad (10)$$

Действительные значения из выражений (9) и (10) используем для нахождения величины передаточного числа u . Численные значения нормального модуля найдем подстановкой u в выражение (6).

Предложенная методика расчета позволяет производить целенаправленный выбор одного из основных параметров рабочей клетки.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П. и др. Дуостан-600 для прокатки порошков и гранул. - "Порошковая металлургия", 1975, № 2.
2. Ложечников Е.Б. и др. Двухвалковый прокатный стан.

Авт. свид. № 541518. — "Бюлл. изобрет." 1977, № 1.
3. Анурьев В.И. Справочник конструктора—машиностроителя.
Кн. 2. М., 1973. 4. Корн Г., Корн Т. Справочник по мате-
матике для научных работников и инженеров. М., 1974.

УДК 621.961

В.С. Пашенко, канд. техн. наук,
В.И. Любимов

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОМЕРНОСТИ ЗАЗОРА НА КАЧЕСТВО СРЕЗА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ВЫРУБКЕ ФОЛЬГИ

При вырубке с оптимальным и равномерно распределенным по контуру зазором, по мере износа режущих кромок инструмента, на деталях образуется заусенец, имеющий одинаковую величину по всему контуру [1]. В работе [2] исследовалось влияние эксцентриситета пуансона относительно матрицы на форму детали. Установлено, что с увеличением эксцентриситета величина заусенца и внедрение пуансона в заготовку (до отрыва) со стороны меньшего зазора между пуансоном и матрицей уменьшаются, со стороны большего зазора увеличиваются. При вырубке фольги ($S < 0,2$ мм) зазоры составляют всего несколько микрон, поэтому уже незначительная неравномерность зазора приводит к заметному ухудшению качества среза.

Нами было исследовано влияние неравномерности зазора на качество среза и высоту заусенцев при вырубке латуни Л63 толщиной 0,05 мм с ультразвуковыми колебаниями пуансона. Вырубку осуществляли на экспериментальном ультразвуковом штампе [3]. Диаметр вырубаемого образца — 10 мм. Величина двустороннего зазора между режущими кромками пуансона и матрицы составляла 0,011 мм. Вырубку производили пуансоном как с острыми, так и с притупленными режущими кромками при максимальной величине эксцентриситета ($e = 0,011$ мм), т.е. при полном отсутствии зазора с одной стороны. Амплитуда колебательного смещения торца пуансона составляла 26 мкм при частоте колебаний 22 кгц. Для сравнения производили вырубку без ультразвука. Высоту заусенцев измеряли на микроскопе МПВ-1 в двух диаметрально расположенных точках образцов, соответствующих минимальному и максимальному зазорам.

Таблица 1.

Состояние режущих кромок пуансона	Высота заусенцев, h_3 мкм			
	без ультразвука		с ультразвуком	
	Со стороны нулевого зазора	Со стороны максимального зазора	Со стороны нулевого зазора	Со стороны максимального зазора
Острые	0	15	0	0
Пригупленные ($R_{\Pi} = 0,05$ мм)	35	211	0	0

В табл. 1 приведены значения высоты заусенцев, а на рис. 1 и 2 профиль поверхности среза для исследованных случаев.

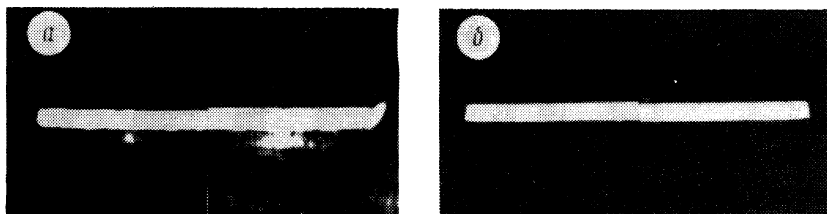


Рис. 1. Характер среза при вырубке с острыми режущими кромками пуансона: а – обычная вырубка; б – с ультразвуком. (слева – профиль поверхности среза со стороны нулевого зазора, справа со стороны максимального зазора).

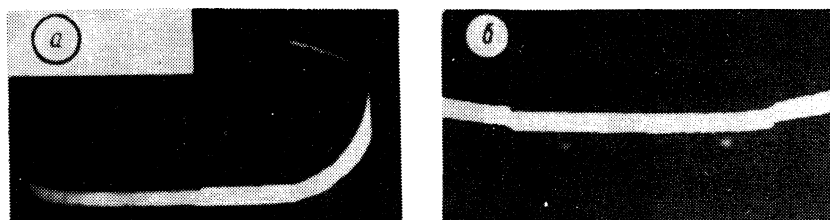


Рис. 2. Характер среза при вырубке с пригупленными режущими кромками пуансона: а – обычная вырубка; б – с ультразвуком.

Как видно из приведенных данных, при ультразвуковой вырубке латунной фольги в отличие от обычной вырубке неравномерность зазора и притупление режущих кромок пуансона при

исследованных параметрах не сказываются на качестве вырубленных деталей.

Л и т е р а т у р а

1. Вайнтрауб Д.А. Повышение стойкости штампов. Л., 1958.
2. Noike Kazuhiro, Kasuga Naoki. Моделирование влияния снижения точности вырубного прессы на форму вырубленной заготовки. - "Сосэй то како", 13, 1972, №136.
3. Любимов В.И. Экспериментальный штамп для вырезки-пробивки тонких листовых металлов и фольги с ультразвуком. - В сб.: Металлургия, вып. 10. Минск, 1976.

УДК 532.13:621.77

Хан Дык Ким, канд. техн. наук,
М.Н. Верещагин

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ГИДРОЭКСТРУЗИИ МЕТАЛЛОВ *

Получение качественных изделий с высокой чистотой поверхности является одной из важных задач при гидроэкструзии металлов с наложением ультразвуковых колебаний. При этом качество поверхности готовых изделий зависит в основном от качества смазки и условий поступления ее в очаг деформации, качества поверхности заготовки, граничных условий, т.е. определяется силами трения между заготовкой и матрицей.

Для исследования были выбраны: латунь Л62 и алюминиевый сплав Д16Т. Прутки данных материалов обтачивали до заданного размера, после чего они подвергались отжигу. Гидроэкструзию проводили на установке, смонтированной на прессе марки УИМ-100, усилием 100 т.с. Диаметр рабочего контейнера составлял 30 мм, диаметр выходного очка матрицы - 10 мм. Степень деформации во всех опытах колебалась в пределах $\epsilon = 5 \dots 25\%$ при угле конусности матрицы $2\alpha = 30^\circ$. В качестве рабочей жидкости, которая выполняла и роль смазки, было выбрано веретенное масло.

* Работа выполнена под руководством докт. техн. наук А.В. Степаненко.

Шероховатость поверхности прутков определяли на профилограф-профилометре "ВЭИ-Калибр" по результатам записи профилограмм; скорость движения датчика при записи равнялась 1 мм/мин, а ленты—200 мм/мин. Вертикальное увеличение прибора для латуни при гидроэкструзии ее без наложения колебаний выбрано 4×10^3 , то же для сплава Д16Т— 10×10^3 . Вертикальное увеличение прибора для выбранных материалов при гидроэкструзии с наложением радиальных УЗК было равно 20×10^3 , тогда как при наложении продольных УЗК оно равнялось 40×10^3 . Профилограммы обрабатывались для определения по ним параметра R_a для 6–11 классов чистоты.

На рис. 1 представлены профилограммы поверхности заготовки из алюминиевого сплава Д16Т, полученной гидроэкструзией без наложения колебаний (рис. 1, а), с наложением радиальных (рис. 1, б) и продольных (рис. 1, в) УЗК.

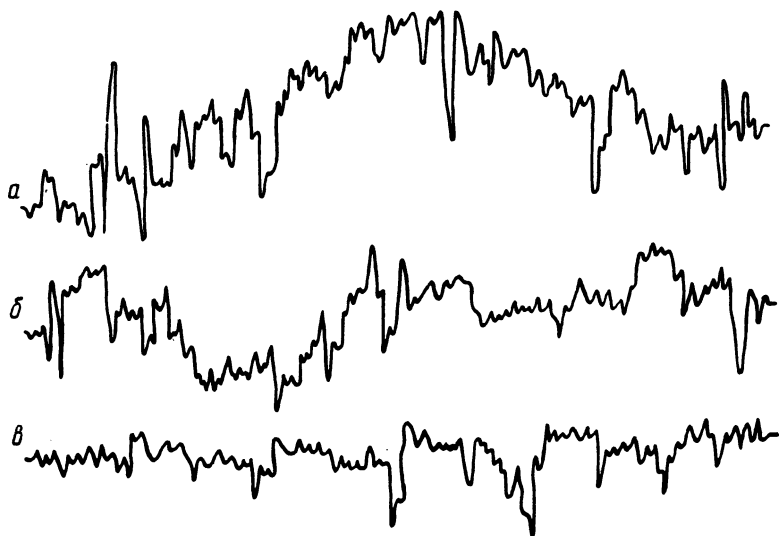


Рис. 1. Профилограмма поверхности заготовки сплава Д16Т после гидроэкструзии без наложения колебаний (а) и с наложением радиальных (б) и продольных (в) УЗК.

Зависимость параметра R_a (мкм) и соответствующего класса чистоты поверхности от степени деформации приведены на рис. 2.

Исследования качества поверхности прутков после гидроэкструзии с малыми и средними степенями деформации при наложении радиальных УЗК и в обычных условиях показали, что наблюдается сохранение или некоторое улучшение шероховатости поверхности. Прутки, полученные гидроэкструзией с наложением про-

дольных УЗК при тех же степенях деформации, имеют меньшую шероховатость поверхности, чем прутки, полученные в обычных условиях и с наложением радиальных УЗК. Так, высота гребешков на поверхности лагуни после гидроэкструзии в обычных условиях и с наложением УЗК, когда матрица расположена в пучности напряжений, была в среднем равна 3...4 мкм, а после гидроэкструзии с наложением продольных УЗК - 1...1,2 мкм, т.е. меньше примерно в 3 раза. Таким образом, наложение продольных колебаний, когда очаг деформации расположен в пучности смещений стоячей ультразвуковой волны, на металл в процессе его деформации значительно повышает качество поверхности готовых изделий. Это объясняется большим отношением тангенциальной составляющей колебательной скорости матрицы к поступательной скорости движения материала, что приводит к сглаживанию микронеровностей на поверхности металла.

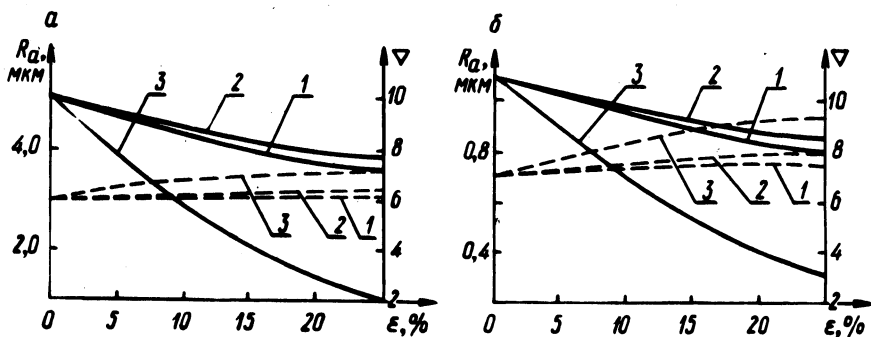


Рис. 2. Зависимость параметра R_a (мкм) и класса чистоты поверхности у лагуни (а), алюминиевого сплава Д16Т (б) в зависимости от степени деформации ϵ без наложения колебаний (1) и с наложением радиальных (2) и продольных (3) УЗК; сплошная линия - изменение параметра R_a ; штриховая - изменение класса чистоты.

При гидроэкструзии без наложения УЗК у выбранных материалов наблюдается скачкообразный механизм истечения, который хорошо виден при визуальном осмотре изделий. На поверхности прутков имеются кольцевые участки, расположенные с интервалами приблизительно равными половине диаметра изделия. Ввод радиальных УЗК в очаг деформации улучшают условия истечения металла, что проявляется в уменьшении кольцеватости. Наложение продольных УЗК, когда очаг деформации расположен в пучности смещений, полностью устраняет кольцеватость изделий. Это позволяет получать стационарный механизм истечения металла и улучшать качество изделий.

ДИФфуЗИОННОЕ ВАНАДИРОВАНИЕ СТАЛИ В СОЧЕТАНИИ С ЦЕМЕНТАЦИЕЙ

В настоящее время исследованы и нашли свое внедрение в производство многие процессы диффузионной металлизации стальных изделий с целью повышения их эксплуатационных показателей и прежде всего износо- и коррозионной стойкости. Среди этих процессов пока не занял должного места процесс ванадирования [1...3].

По предварительным опытным данным реализация такого процесса позволит получать развитые диффузионные слои, обеспечивающие улучшение служебных характеристик, благодаря, прежде всего, высокой твердости. Эти эксперименты показали также наличие на границе с основным металлом обезуглероженной зоны, обладающей пониженными механическими свойствами.

Такое обстоятельство привело к идее сочетания ванадирования с цементацией. При этом были исследованы два варианта комплексного диффузионного насыщения с предварительной и последующей цементацией.

В экспериментах исследованы образцы конструкционной стали 12ХН3А и железа армко. Влияние продолжительности насыщения обрабатываемого материала и варианта технологическо-

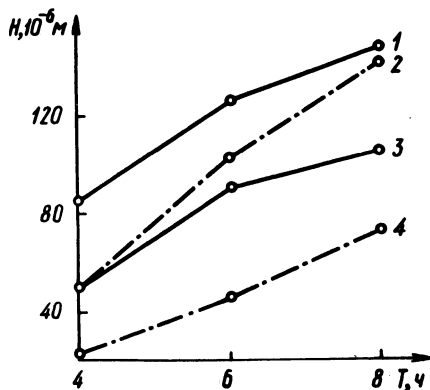


Рис. 1. Влияние предварительной (3, 4) и заключительной (1, 2) операции цементации на глубину ванадированного слоя (Н) железа армко (1, 3) и стали 12ХН3А (2, 4).

го процесса на глубину ванадированного слоя, при оптимальном составе смеси представлено на рис. 1. Температура процесса 1100°С.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при применении цементации как завершающей операции химико-тер-

мической обработки диффузионный слой получает максимальную глубину. Повышенное содержание углерода в случае предварительной цементации затрудняет диффузию атомов ванадия. Если же цементация осуществляется после ванадирования, то высокая температура этого процесса способствует также созданию условий дальнейшего проникновения ванадия на большую глубину. Подобная картина "рассасывания" ванадия по глубине диффузионного слоя отмечается и при изменении состава ванадирующей смеси. Это обстоятельство подтверждается результатами исследования структуры и состава диффузионного слоя с помощью электронного микроскопа.

Следует отметить также, что при прочих равных условиях диффузия ванадия в железе арко выше, чем в исследуемой стали. Это еще раз свидетельствует о том, что в результате физико-химического взаимодействия присутствующих в стали элементов имеет место ускорение или замедление проникновения диффундирующего элемента.

Л и т е р а т у р а

1. Пахмурский В.И., Толстова С.В., Мокрова А.М. Влияние химического состава стали на строение ванадированных слоев. - "Физико-химическая механика материалов", 1973, № 6. 2. Беллерт Н. и др. Металловедение и термическая обработка. Варшава, 1975, № 13. 3. Рашков Н., Павлова Б. Новые методы и технология в химической и металлургической промышленности. София, 1977.

УДК 669.71:539.219.3

П.А. Витязь, канд. техн. наук,
Б.М. Хусид, канд. физ-мат. наук,
А.Х. Насыбулин

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ

В основе гомогенизационного отжига сплавов и спекания порошковых материалов лежат процессы диффузионного массопереноса в многокомпонентных системах. Распределение элементов по объему после отжига во многом определяет физические и технологические свойства материалов. Поэтому важное

значение приобретает исследование кинетики диффузионного перераспределения легирующих элементов, углерода, азота, бора и т.д. во время термообработки [1].

Часто применяемая для практических расчетов диффузионных процессов линейная система уравнений диффузии с коэффициентами, не зависящими от концентраций составляющих компонент, не всегда приводит к приемлемым результатам. В связи с этим возникает необходимость учета концентрационной зависимости коэффициентов диффузии и, следовательно, решения нелинейных систем уравнений

$$\frac{\partial \bar{C}}{\partial t} = \sum_{\beta=1}^p \frac{\partial}{\partial x_{\beta}} \left(\tilde{D}(\bar{C}) \frac{\partial \bar{C}}{\partial x_{\beta}} \right) \quad (1)$$

с граничными и начальными условиями, соответствующими реальному технологическому процессу. Здесь \bar{C} - вектор концентраций; $\tilde{D}(\bar{C})$ - матрица коэффициентов взаимной диффузии, индекс β определяет пространственное направление.

В работе [2] было рассмотрено несколько методов численного решения системы уравнений (1). Установлено, что оптимальным из рассмотренных локально-одномерных разностных методов является разностная схема с матричной прогонкой и вычислением коэффициентов диффузии при переходе от момента времени t_n к моменту t_{n+1} по значениям концентраций при t_{n+1} . По этой схеме проведены расчеты и анализ гомогенизации пространственно неоднородных систем Fe - Cr - C и Fe - Ni - C в γ -области при 1100°C. Для упрощения рассматривали двумерный случай. Представляет интерес исследовать гомогенизацию пространственно-неоднородной четверной системы Fe - Cr - Ni - C. Для сравнения с тройными системами Fe - Cr - C и Fe - Ni - C имеет смысл выбрать такую же геометрию, как и при расчетах тройных систем [2,3]. Неограниченная среда состоит из двух областей с составами (% по массе): I - Fe + 0,45% C, II - Fe + 1% Cr + 20% Ni. Область II получается повторением квадрата 10x10 мкм вдоль осей OX₁ и OX₂ с периодами 100 мкм, а остальное - область I. Через 12 мин отжига (рис. 1, а) распределение Cr и Ni практически не изменилось. Так как подвижность углерода значительно больше, чем подвижности легирующих элементов, за это время произошло значительное его перераспределение. При этом в области II, где содержание хрома и никеля повышено, концентрация углерода увеличилась. Например, в центре включения она составила 1,36% ат. Это значение лежит между со-

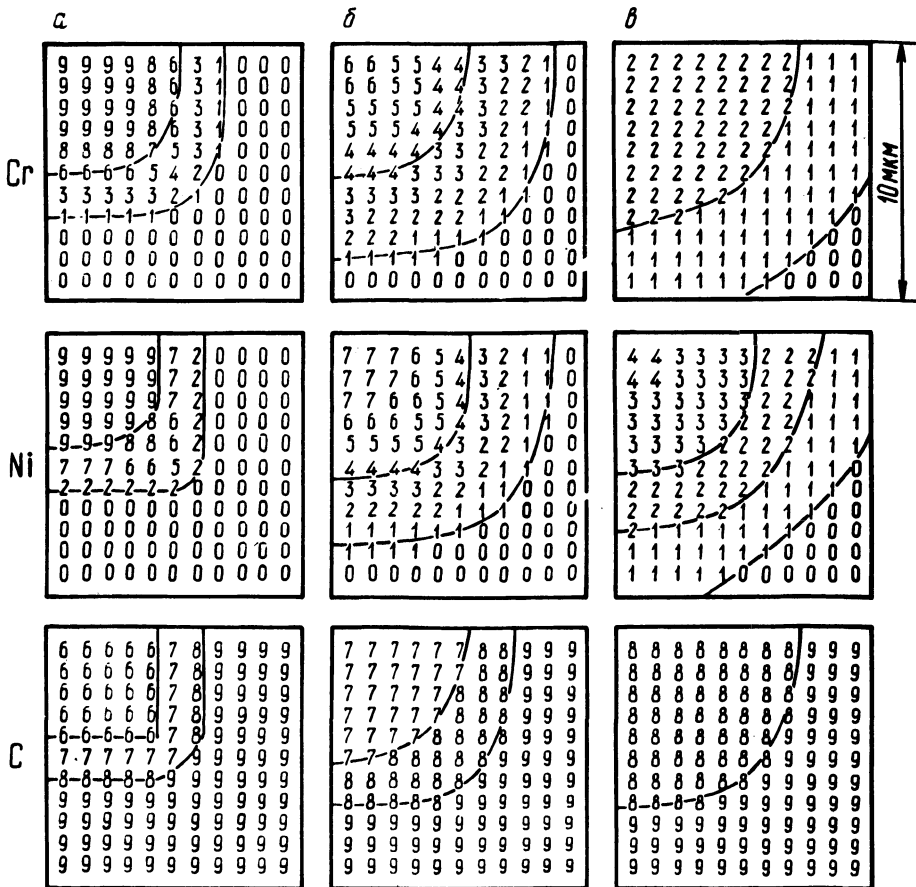


Рис. 1. Кинетика гомогенизации системы Fe-Cr-Ni-C ($A_{Cr, Ni} = 5$). На рисунке показана 1/4 часть "средней" элементарной области [1-3], близкая к области II. Символ "9" соответствует максимальным значениям: 1,07% ат. для хрома, 19% ат. для никеля, 2,03 ат. для углерода.

ответствующими значениями в тройных системах (2,25% ат. для Fe - Cr - C и 1,26% ат. для Fe - Ni - C) [3]. Такой результат можно объяснить противоположным влиянием хрома и никеля на химический потенциал углерода. После двух часов отжига (рис. 1, б) легирующие элементы заметно продиффундировали в область I. Перераспределение углерода происходит теперь только в соответствии с диффузией хрома и никеля, так как уже после нескольких минут отжига распределение углерода становится практически квазиравновесным $\mu_C [C_{Cr}(\bar{x}, t), C_{Ni}(\bar{x}, t), C_C(\bar{x}, t)] \approx \text{const}$. Он диффундирует в сторону

области II. После 6 ч. отжига (рис. 1, в) распределение всех элементов начинает приближаться к равномерному. При расчетах коэффициентов взаимной диффузии необходимо знать значения термодинамических параметров взаимодействия элементов. Так как значение параметра взаимодействия хрома и никеля не установлено, то расчеты проводили для трех величин $A_{Cr,Ni} = 0; 2,5; 5$. Численные расчеты показали, что с увеличением параметра взаимодействия хрома и никеля происходит более активная диффузия этих элементов из области II в область I. Это в свою очередь вызывает ускоренное перераспределение углерода.

Л и т е р а т у р а

1. Райченко А.И. Диффузионные расчеты для порошковых смесей. Киев, 1969. 2. Ворошнин Л.Г. и др. О методах численных расчетов диффузионного массопереноса при гомогенизации неоднородных многокомпонентных систем в многомерной области. — "Изв. АН БССР, сер. физ.-энерг. наук", 1978, № 2. 3. Ворошнин Л.Г. и др. Закономерности диффузионных процессов при гомогенизации неоднородных систем, содержащих элементы со значительно различающимися подвижностями. "Изв. АН БССР, сер. физ.-энерг. наук", 1979, № 1.

УДК 539.219.3

Л.С. Ляхович, докт. техн. наук,
Б.М. Хусид, канд. физ.-мат. наук

О ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НА ВНЕШНЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ДИФфуЗИОННОМ НАСЫЩЕНИИ СПЛАВОВ

Расчет диффузионного массопереноса при химико-термической обработке металлов и сплавов требует задания граничного условия на внешней поверхности изделия. Ввиду сложного характера физико-химических процессов, происходящих при образовании активных атомов в насыщающей среде, доставки и адсорбции их на насыщаемой поверхности, обычно на границе насыщающая среда — сплав задают граничное условие третьего рода (для бинарных систем, см., например, [1]). В работах [2, 3] подобное граничное условие (1) использовали и для многокомпонентных сплавов.

$$-\sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \left. \frac{\partial \bar{c}_j}{\partial x} \right|_{x=0} = V_i (\bar{c}_i^0 - \bar{c}_i |_{x=0}), \quad (1)$$

где \tilde{D}_{ij} - коэффициенты диффузионной матрицы \tilde{D} ; V_i - коэффициент массопередачи i -го элемента; $\bar{c}_i |_{x=0}$; \bar{c}_i^0 - текущее и максимально достижимое значения поверхностной концентрации i -го элемента, $\bar{c}_i^0 = n_i / n_y$; n_i - плотность атомов i -го компонента; n_y - плотность узлов кристаллической решетки.

В граничном условии (1) не учитывается взаимодействие насыщающих элементов на поверхности, которое, как показано экспериментально [4], весьма существенно при многокомпонентном насыщении сплавов. Для учета этого взаимодействия в работе [5] предложено следующее граничное условие:

$$-\sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \left. \frac{\partial \bar{c}_j}{\partial x} \right|_{x=0} = \sum_{j=1}^k V_{ij} (\bar{c}_j^0 - \bar{c}_j |_{x=0}). \quad (2)$$

Здесь недиагональные коэффициенты V_{ij} характеризуют влияние насыщающих элементов друг на друга.

Представляет интерес рассмотреть граничные условия на насыщаемой поверхности исходя из термодинамики неравновесных процессов. Это позволяет выявить условия применимости соотношений (1), (2) для описания массопереноса через границу насыщающая среда - сплав.

Как известно, диффузионное насыщение изделия сопровождается изменением его размеров. Условия баланса масс на границе насыщающая среда - сплав $x_\Gamma(t)$, движущейся со скоростью $v = \frac{dx_\Gamma}{dt}$ вдоль оси Ox , записываются следующим образом:

$$J_i^H - J_i |_{x_\Gamma} = -n_y \bar{c}_i |_{x_\Gamma} v, \quad i=0,1,\dots,k, \quad (3)$$

где J_i^H - плотность потока атомов i -го элемента из насыщающей среды в сплав, нижний индекс "0" относится к элементам основы, J_i - плотность диффузионного потока i -го элемента в металле.

Так как диффузионные потоки атомов замещения в металле связаны соотношением (r - число элементов замещения)

$$\sum_{i=0}^r J_i = 0,$$

то движение границы насыщающая среда-сплав происходит со скоростью

$$v = - \frac{1}{n_y} \sum_{i=0}^r J_i^H,$$

откуда

$$J_i \Big|_{x_\Gamma} = J_i^H - \bar{c}_i \Big|_{x_\Gamma} \sum_{j=0}^r J_j^H. \quad (4)$$

Движущей силой перехода атомов из насыщающей среды в сплав является разность химических потенциалов. В первом приближении плотность потока i -го компонента через границу сплава можно описать соотношением

$$J_i^H = n_y \sum_{j=0}^k l_{ij} (\mu_j^0 - \mu_j \Big|_{x_\Gamma}), \quad i=0,1,\dots,k. \quad (5)$$

где μ_i^0 - максимальное значение химического потенциала i -го элемента; l_{ij} - кинетические коэффициенты. С учетом выражения (5) из (4) имеем

$$- \sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{c}_i}{\partial x} \Big|_{x_\Gamma} = \sum_{j=0}^k (l_{ij} - \bar{c}_i \Big|_{x_\Gamma} \sum_{\alpha=0}^r l_{\alpha j}) (\mu_j^0 - \mu_j \Big|_{x_\Gamma}). \quad (6)$$

Если диффузионное насыщение не сопровождается фазовыми превращениями, нелинейное граничное условие (6) можно упростить, раскладывая разность $(\mu_j^0 - \mu_j \Big|_{x_\Gamma})$ в ряд по изменениям концентраций:

$$\mu_j^0 - \mu_j \Big|_{x_\Gamma} \approx \sum_{l=1}^k \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_l} \right)_{\bar{c}^0} (\bar{c}_l^0 - \bar{c}_l \Big|_{x_\Gamma})$$

Производные химического потенциала атомов основы $\frac{\partial \mu_j^0}{\partial \bar{c}_l}$ исключаются с помощью соотношения Гиббса-Дюгема:

$$\bar{c}_0^0 \left(\frac{\partial \mu_0}{\partial \bar{c}_1} \right) \bar{c}^0 = - \sum_{j=1}^k \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_1} \right) \bar{c}_j^0.$$

Тогда выражение (6) примет вид

$$- \sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{c}_j}{\partial x} \Big|_{x_r} = \sum_{l=1}^k \left\{ \sum_{j=1}^k \left[l_{ij} - l_{i0} \frac{\bar{c}_j^0}{\bar{c}_0^0} - \bar{c}_i \Big|_{x_r} \right] \times \sum_{\alpha=0}^r \left(l_{\alpha j} - l_{\alpha 0} \frac{\bar{c}_j^0}{\bar{c}_0^0} \right) \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_1} \right) \right\} (\bar{c}_1^0 - \bar{c}_1 \Big|_{x_r}).$$

Скорость движения границы сплава равна

$$v = - \sum_{j=1}^k \sum_{i=0}^r \left(l_{ij} - l_{i0} \frac{\bar{c}_j^0}{\bar{c}_0^0} \right) \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_1} \right) (\bar{c}_1^0 - \bar{c}_1 \Big|_{x_r}).$$

Коэффициенты l_{ij} ($i \neq j$) учитывают корреляцию между перемещениями различных атомов. Если недиагональными кинетическими коэффициентами можно пренебречь по сравнению с диагональными ($l_{ij} \ll l_{ii}$), то полученные выражения упрощаются:

$$- \sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{c}_j}{\partial x} \Big|_{x_r} = \frac{1}{kT} \sum_{l=1}^k \left\{ \bar{c}_i^0 l_i^* \left(\frac{\partial \mu_i}{\partial \bar{c}_1} \right) + \bar{c}_i \Big|_{x_r} \sum_{j=1}^k \bar{c}_j^0 (l_{0j}^* - \zeta_j l_{jj}^*) \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_1} \right) \right\} (\bar{c}_1^0 - \bar{c}_1 \Big|_{x_r}); \quad (7)$$

$$v = \sum_{l=1}^k \sum_{j=1}^k \bar{c}_j^0 (l_{0j}^* - \zeta_j l_{jj}^*) \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial \bar{c}_1} \right) (\bar{c}_1^0 - \bar{c}_1 \Big|_{x_r}).$$

Здесь введены величины

$$l_i^* = \frac{l_{ii} kT}{\bar{c}_i}, \quad \zeta_i = \begin{cases} 1, & i \leq r; \\ 0, & i > r. \end{cases}$$

Сравнение выведенных формул с (2) показывает, что это краевое условие применимо, если можно пренебречь влиянием движения границы насыщающая среда-сплав на распределение концентраций элементов в диффузионной зоне. В этом случае вначале решается диффузионная задача с краевым условием (2), а затем рассчитывается движение границы сплава. Параметры V_{ij} связаны с кинетическими коэффициентами соотношением

$$V_{ij} = \frac{1}{kT} \left[l_i^* \bar{c}_i^0 \left(\frac{\partial \mu_i}{\partial \bar{c}_j} \right) \bar{c}_i^0 + \bar{c}_i \right]_{x=0} - \sum_{\alpha=1}^k (l_\alpha^* - \zeta_\alpha l_\alpha^*) \bar{c}_\alpha^0 \left(\frac{\partial \mu_\alpha}{\partial \bar{c}_j} \right) \bar{c}_\alpha^0$$

В линейном приближении по концентрациям это выражение упрощается и становится более удобным для анализа

$$V_{ij} \approx l_i^* (\delta_{ij} + a_{ij} \bar{c}_i^0) + \bar{c}_i \left|_{x=0} (l_i^* - \zeta_j l_j^*) \right., \quad \text{где}$$

$$a_{ij} = \left(\frac{\partial \mu_i}{\partial \bar{c}_j} \right)_0,$$

откуда для $i \neq j$ имеем

$$\frac{V_{ij}}{V_{ii}} \approx a_{ij} \bar{c}_i^0 + \bar{c}_i \left|_{x=0} \frac{l_i^* - \zeta_j l_j^*}{l_i^*} \right.$$

Полученное соотношение показывает, что упрощенное краевое условие (1) применимо, если можно пренебречь взаимным влиянием насыщающих компонентов на химические потенциалы друг друга.

Для предварительных оценок влияния коэффициентов массопередачи в граничном условии (2) на распределение элементов в диффузионной зоне можно использовать решение задачи диффузии в приближении постоянных коэффициентов. Применяя преобразование Лапласа и используя известные методы решения систем линейных уравнений, получим

$$\bar{c}_i = \bar{c}_i^\infty + \sum_{s,j=1}^k A_{is} B_{sj} v_j^0 \psi_{js}(x,t), \quad (8)$$

где $A^{-1} \tilde{D} A = \text{diag} (\lambda_i)$; $\tilde{D}^{1/2} = A \text{diag} (\lambda_i^{1/2}) A^{-1}$;

$(AB)^{-1} \tilde{D}^{-1/2} V AB = \text{diag} (h_i)$; $v_i^0 = \sum_{j=1}^k (AB)^{-1}_{ij} (\bar{c}_j^0 - \bar{c}_j^\infty)$;

$$\Psi_{js} = \text{erfc} \left(\frac{x}{2 \sqrt{\lambda s t}} \right) - \exp \left(\frac{x h_j}{\sqrt{\lambda s}} + h_j^2 t \right) \times$$

$$\times \text{erfc} \left(\frac{x}{2 \sqrt{\lambda s t}} + h_j \sqrt{t} \right).$$

Для простоты считается, что матрицы \tilde{D} и $\tilde{D}^{-1/2} V$ имеют только простые элементарные делители.

Для тройной системы

$$\lambda_{1,2} = \frac{1}{2} \left[\tilde{D}_{11} + \tilde{D}_{22} \pm \sqrt{(\tilde{D}_{11} - \tilde{D}_{22})^2 + \tilde{D}_{12} \tilde{D}_{21}} \right];$$

$$A = \begin{bmatrix} 1 & \frac{\lambda_2 - \tilde{D}_{22}}{\tilde{D}_{21}} \\ \frac{\lambda_1 - \tilde{D}_{11}}{\tilde{D}_{12}} & 1 \end{bmatrix}$$

По аналогичным формулам вычисляются собственные числа h_i и коэффициенты матрицы AB исходя из коэффициентов матрицы $\tilde{D}^{-1/2} V$.

При определенных соотношениях между коэффициентами матрицы V собственные числа h_1 , h_2 могут быть комплексно сопряженными. В этом случае функции $\Psi_{ij}(x, t)$ имеют осциллирующий характер.

Выбор одного из граничных условий (1), (2), (6), (7) для расчетов диффузии в конкретных условиях осуществляется исходя из физико-химических процессов на насыщаемой поверхности.

Л и т е р а т у р а

1. Попов А.А. Теоретические основы химико-термической обработки. Свердловск, 1962. 2. Шербединский Г.В., Трубочиков В.В., Исаков М.Г. Метод определения коэффициентов диффузии и массопередачи в тройных системах типа Fe-Me-S. - В сб.: Защитные покрытия на металлах, вып. 7. Киев,

1973. 3. Щербединский Г.В., Исаков М.Г., Трубчиков В.В. Одновременное насыщение или выгорание двух элементов в трехкомпонентном сплаве при конечной скорости массопереноса на поверхности. - В сб.: Защитные покрытия на металлах, вып. 7. Киев, 1973. 4. Самсонов Г.В., Жунковский Г.Л. Некоторые закономерности начальной стадии реакционной диффузии. - В сб.: Защитные покрытия на металлах, вып. 7. Киев, 1973. 5. Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М. Исследование процессов диффузионного массопереноса в многокомпонентных растворах. - "Изв. АН БССР, сер. физ. -энерг. наук", 1976, № 4.

УДК 621.785.51.062.5

Б.С.Кухарев, канд.техн.наук,
Л.Г.Ворошнин, докт.техн.наук,
Ф.И.Пантелеенко, канд.техн.наук

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЭФФЕКТА ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ

Практический и теоретический интерес представляет изучение особенностей формирования защитных покрытий с использованием эффекта жидкометаллической фазы (ж.м.ф.), когда последняя образуется в зоне термодиффузионного покрытия и выполняет только интенсифицирующее действие (компоненты ж.м.ф. в состав покрытия не входят). В этом случае возможно получение защитного покрытия строго заданной структуры, фазового состава требуемых свойств.

Данный вариант химико-термической обработки с реализацией указанного эффекта ж.м.ф. может быть осуществлен при проведении диффузионного упрочнения в две стадии. Первая стадия заключается в создании на обрабатываемой поверхности многофазной диффузионной подложки, характеризующейся различной температурой плавления ее структурных составляющих. Вторая стадия - получение требуемого защитного покрытия. При этом необходимо выполнить следующие основные указания.

1. Зарождение ж.м.ф. должно происходить во всей толщине металлической подложки, но без образования сплошного слоя.

2. Температура второй стадии диффузионного упрочнения должна быть выше температуры плавления металлической подложки.

3. При температурах второй стадии ж.м.ф. должна удаляться из зоны формирующегося защитного покрытия, активируя упрочняемую поверхность.

Принимая во внимание широкую область применения защитных покрытий карбидного типа, и в частности на основе хрома нами исследовались некоторые особенности их формирования на предварительно металлизированных Fe-C сплавах.

В качестве металлической подложки был выбран диффузионный цинковый слой. Хромирование осуществлялось в порошковой смеси состава: 38% Al_2O_3 + 18% Al + 42% Cr_2O_3 + 2% H_4Si при температурах 850–1050°C в течение 1–8 ч.

Нагрев предварительно металлизированных образцов до температур хромирования приводит в начальный момент к образованию в поверхностной зоне ж.м.ф. на основе цинка в результате протекания в подложке реакций перитектического типа. Однако необходимо иметь в виду, что температурная область стабильного существования ж.м.ф. находится в интервале 500–700°C. Превышение температуры верхнего предела (700°C) приводит к возрастанию скорости испарения цинка, и, естественно, быстрому исчезновению ж.м.ф. Чем выше температура, тем более интенсивно протекает этот процесс.

В конечном итоге степень проявления эффекта ж.м.ф. будет определяться скоростью протекания процессов фазовых превращений в металлической подложке, определяющей характер распределения, количество, состав и длительность существования ж.м.ф. В свою очередь характер структуроизменения в цинковой подложке связан как с ее исходной структурой, так и со скоростью трансформации металлической подложки при нагреве предварительно металлизированного изделия до температур второй стадии упрочнения (850–1050°C).

Установлено, что при нагреве в температурном интервале со скоростью, превышающей 90 – 120 град/мин, на упрочняемой поверхности образуется сплошной слой ж.м.ф. Это обусловлено практически одновременным оплавлением структурных составляющих Zn-слоя. В этом случае интенсифицирующее действие ж.м.ф. незначительно.

С целью исключения оплавления цинковой подложки в процессе диффузионного хромирования дополнительно вводилась операция изотермической выдержки, осуществляемая в активной хромирующей среде при температурах 500–700°C, т.е. температурах протекания перитектических реакций в цинковой подложке, в течение 1–3 ч.

Проведенные исследования позволили выявить два процесса, протекающих на этом этапе химико-термической обработки:

1. Образование ж.м.ф. и обогащение поверхностных зон изделия хромом.

2. Активация упрочняемой поверхности, обеспечиваемая частичным испарением ж.м.ф. и, как следствие, формированием системы микрокапилляров в предварительно нанесенной металлической подложке.

Изучение кинетики формирования диффузионных карбидных слоев показало, что толщина защитного покрытия увеличивается в 2–11 раз по сравнению со слоями на контрольных (неоцинкованных) образцах и, главным образом, определяется толщиной и структурным состоянием металлической подложки при температурах хромирования.

Варьирование температурно-временными параметрами изотермической выдержки так же, как и параметрами процесса получения защитного покрытия (хромирования), приводит к ощутимым изменениям в соотношении структурных составляющих карбидного слоя и в меньшей степени влияет на его толщину. Структура получаемого покрытия при этом может состоять преимущественно из карбидов хрома (98%) и α - твердого раствора (2%), либо из α -твердого раствора и включений карбидов (20%).

Количество карбидной составляющей в хромированном слое максимально в его середине и плавно уменьшается к поверхности и сердцевине стали. Такое строение слоя обеспечивает меньшую его хрупкость, лучшую прирабатываемость, чем в случае полученного традиционным путем хромированного слоя.

Увеличение температуры и продолжительности высокотемпературной стадии процесса хромирования способствует получению диффузионного слоя с повышенным содержанием карбидной составляющей.

Характер распределения Zn в карбидном слое независимо от структуры подложки практически остается неизменным: минимальное его содержание (0,2% – 2%) в поверхностных участках и максимальное (6–8%) – на границе слой-сердцевина.

При повышении содержания углерода в стали содержание цинка в α - твердом растворе возрастает. Это объясняется влиянием диффундирующего углерода из матрицы и формирующегося карбидного слоя на термодинамическую активность цинка.

Возможность изменения соотношения структурных составляющих описанных карбидных слоев и их большая толщина (80 –

100 мкм) позволяют повышать износостойкость защитного покрытия до двух раз по сравнению с износостойкостью аналогичного карбидного слоя, но полученного по традиционной технологии химико-термической обработки. Преимущества хромовых карбидных слоев, формирующихся на предварительно металлизированных изделиях, наиболее сильно проявляются по мере ужесточения условий износных испытаний. При этом показатели жаро- и коррозионной стойкости данных защитных слоев не ниже тех же показателей стойкости хромовых карбидных покрытий, но полученных на неметаллизированных образцах.

УДК 621.785.52

М.С. Краснер, Э.П. Пучков, канд. техн. наук

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НИТРОЦЕМЕНТОВАННЫХ СТАЛЕЙ 5Х3В3МФС И 4Х5МФС

В работе исследовали влияние температуры нагрева под закалку и режима отпуска на свойства нитроцементированного слоя сталей 5Х3В3МФС и 4Х5МФС. Нитроцементацию сталей проводили в атмосфере, содержащей 18-19% аммиака и 81 - 82% природного газа. Температура насыщения 980-1000^oС.

При нитроцементации стали 5Х3В3МФС по режиму, обеспечивающему поверхностную концентрацию углерода $1,0 \pm 0,25\%$, максимальная твердость поверхности (Н РС 67-68) достигается при закалке с температур 880-950^oС. При повышении температуры нагрева снижение твердости вызвано увеличением количества остаточного аустенита в структуре закаленного слоя, а при понижении температуры нагрева - уменьшением концентрации углерода в мартенсите.

При нитроцементации стали 5Х3В3МФС по режиму, обеспечивающему более высокую концентрацию углерода в диффузионном слое ($1,7 \pm 0,25\%$), зависимость поверхностной твердости от температуры нагрева под закалку имеет иной вид. В этом случае уменьшение температуры нагрева под закалку даже до 820^oС не приводит к понижению поверхностной твердости. Объясняется это тем, что высокое содержание углерода в диффузионном слое обеспечивает необходимую его концентрацию в твердом растворе при пониженных температурах нагрева под закалку. Кроме того, наличие в поверхностном слое большого количества карбидов также повышает его твер-

дость. Этот вывод хорошо иллюстрируется распределением твердости (HRC) по глубине диффузионного слоя после закалки с различных температур, которое представлено на рис. 1, а. При закалке с 920°C высокая твердость сохраняется на большей глубине диффузионного слоя (1,3–1,4 мм). Понижение температуры нагрева под закалку на твердость поверхностного слоя с повышенным содержанием карбидной фазы практически не сказывается, но довольно резко уменьшает твердость на большей глубине, где количество карбидов невелико и мартенсит недостаточно насыщен углеродом.

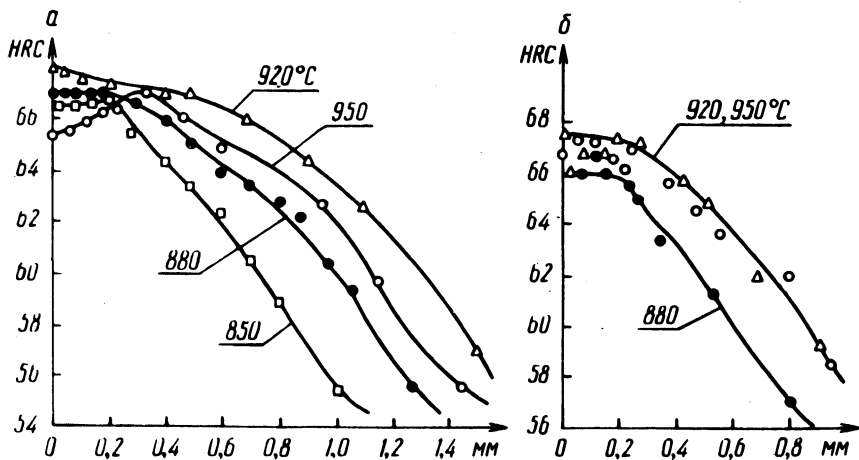


Рис. 1. Распределение твердости (HRC) по глубине нитроцементованного слоя стали 5X3B3MFC: а – поверхностная концентрация углерода ($1,7 \pm 0,25\%$); б – $1,0 \pm 0,25\%$ соответственно.

На рис. 1, б представлены аналогичные данные для образцов с поверхностной концентрацией углерода $1,0 \pm 0,25\%$. Они показывают, что твердость диффузионного слоя в этом случае ниже твердости диффузионного слоя с концентрацией углерода на поверхности $1,7 \pm 0,25\%$ и закаленного с тех же температур.

Аналогичные исследования, проведенные на стали 4X5MFC, показали, что приведенные в данной работе зависимости количественно и качественно сохраняются и для этой стали.

Влияние отпуска на поверхностную твердость нитроцементованных сталей 5X3B3MFC и 4X5MFC исследовали в интервале температур $450\text{--}650^{\circ}\text{C}$. Закалку стали 5X3B3MFC проводили с температур 1120 и 1150°C , стали 4X5MFC – с 1050°C . Выполняли одно- и двукратный отпуск (по 1 ч). Нагрев под закалку и отпуск осуществляли в атмосфере высокоочищенного азота.

Эффект вторичной твердости нитроцементованной стали 5ХЗВЗМФС проявляется тем сильнее, чем выше температура закалки и содержание углерода в диффузионном слое. Повышение температуры нагрева под закалку и концентрации углерода в диффузионном слое приводят к увеличению количества остаточного аустенита в структуре закаленной стали. Это в свою очередь вызывает понижение твердости диффузионного слоя после закалки и, вследствие превращения остаточного аустенита в мартенсит, более сильный эффект вторичной твердости после отпуска.

Необходимо отметить, что для нитроцементованной стали 5ХЗВЗМФС повышение температуры нагрева под закалку выше 1150°C вызывает интенсивный рост зерна и при поверхностной концентрации углерода $\geq 2,4$ приводит к частичному оплавлению поверхности.

Максимальный эффект вторичной твердости достигается при отпуске в интервале температур $550-575^{\circ}\text{C}$. Получаемая при этом твердость (Н RC 61-63) не зависит от температуры нагрева под закалку ($1120-1150^{\circ}\text{C}$ и поверхностной концентрации углерода (1,0-2,0%). Однако при поверхностной концентрации углерода $1,7 \pm 0,25\%$ максимальная твердость достигается только после двукратного отпуска, а при поверхностной концентрации углерода $1,0 \pm 0,25\%$ — после однократного. Последующие отпуска не влияют на твердость.

Эффект вторичной твердости нитроцементованной стали 4Х5МФС проявляется слабее, чем у нитроцементованной стали 5ХЗВЗМФС. Максимальная твердость поверхности имеет те же значения и достигается в том же температурном интервале и той же кратности отпуска.

На основании проведенных исследований была разработана технология термической обработки нитроцементованных сталей 5ХЗВЗМФС и 4Х5МФС. Эта технология была апробирована на инструменте для холодного выдавливания в условиях Минского автомобильного завода. Промышленные испытания показали, что стойкость упрочненного по разработанной технологии инструмента в 1,6-2,5 раза выше серийного, изготовленного из стали Х12М.

Ю.В. Туров, канд. техн. наук,
В.В. Сурков, канд. техн. наук

К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСШИХ БОРИДОВ ЖЕЛЕЗА ПРИ ДИФФУЗИОННОМ НАСЫЩЕНИИ

В работе была предпринята попытка получения высших боридов железа непосредственно при диффузионном насыщении. Была выбрана следующая схема эксперимента. На образец из электролитической меди наносили слой гальванического железа толщиной 40 мкм. Затем осуществляли процесс жидкостного электролитического борирования в расплаве буры при температуре 980°С, плотности катодного тока 0,25 А/см и времени насыщения 4 ч. Малая растворимость бора в меди препятствует "рассасыванию" образующегося на железе диффузионного слоя. Выбор столь высокой температуры насыщения был обусловлен тем, что при 980°С зарождение и рост боридных кристаллов Fe_2B и FeB (а следовательно, и FeB^x) происходит с низкой степенью текстурованности, что дает большое количество интерференционных линий на дифрактограмме при последующем рентгеноструктурном исследовании.

Рентгеноструктурное исследование (установка ДРОН-1, кобальтовое излучение) показало, что после двухчасового насыщения ожелезненных образцов меди на дифрактограмме присутствовали только линии фазы FeB . Дальнейшее насыщение не привело к изменению и перераспределению интенсивности интерференций FeB , но после борирования в течение четырех часов на дифрактограмме возникли дополнительные линии, свидетельствующие о появлении новой фазы.

Металлографически новая фаза выглядит в виде сероватого слоя, не проявляя характерного для боридов Fe_2B и FeB игольчатого строения. Попытка измерить микротвердость этой фазы к успеху не привела вследствие высокой хрупкости всего боридного слоя, полученного на тонкой железной подложке.

Межплоскостные расстояния (d/n) обнаруженной фазы не согласуются со значениями d/n , полученными при съемке образцов, использованных в работе [1]^{*}. Хотя слабая интенсивность линий не позволяет надежно расшифровать дифрактограмму, следует полагать, что обнаруженная фаза имеет более высокое содержание бора, нежели борид FeB_2 .

^{*}Образцы сплавов железа с бором были представлены Г.Ф.Протасевичем.

Как следует из рис. 1, значение стационарного электродного потенциала φ_{FeB_2} в соответствии с кривой $\varphi = f(B_{\text{ат}}, \%)$ должно быть ниже (по абсолютной величине), чем $\varphi_{\text{B}_4\text{C}}$. По-

этому следовало бы ожидать образование высшего борида FeB_2 при жидкостном безэлектролизном борировании с использованием в качестве электрохимического восстановителя карбида бора. Однако при борировании (980°C , 6 ч) в составе, содержащем (по массе) 70% буры и 30% B_4C , на поверхности ожеженных образцов меди была обнаружена только фаза FeB .

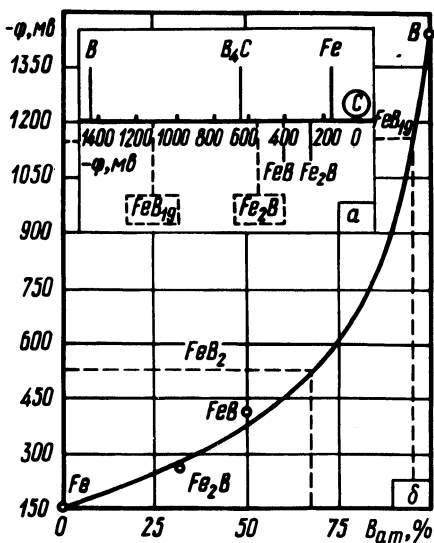


Рис. 1. Ряд напряжений (а) и зависимость φ сплавов в системе $\text{Fe}-\text{B}$ от атомного % бора в сплаве (б); $t = 950-980^\circ\text{C}$; электролит – расплав буры; угольно-кислородный электрод сравнения.

щихся растущим боридным слоем в глубь изделия, замедляя тем самым "диффузионное рассасывание" слоя.

Л и т е р а т у р а

1. Ворошнин Л.Г. и др. Структура сплавов системы $\text{Fe}-\text{B}$. – МиТОМ, 1970, № 9.

Таким образом, показано, что получение высшего борида в процессе диффузионного насыщения реально. Необходимо лишь создать условия, при которых поток бора, поступающий к насыщаемой поверхности, был бы значительно больше потока бора, отводимого за счет диффузии в глубь матрицы. В реальных процессах достижение этого условия может быть получено за счет снижения температуры борирования, что затрудняет "диффузионное рассасывание" слоя; насыщения высокоуглеродистых сталей и сталей, легированных элементами, имеющими низкую растворимость в бориде железа (например, кремнием) и оттесняю-

Л.С. Ляхович, докт. техн. наук,
М.Г. Крукович, канд. техн. наук

НОВОЕ В ТЕХНОЛОГИИ ТВЕРДОФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Все большее использование в промышленности находит процесс твердофазного борирования из порошка карбида бора. Однако осуществление данного процесса сопровождается пылевыделением при загрузке и выгрузке деталей и предполагает использование плавкого затвора, что не отвечает требованиям современного промышленного предприятия и тормозит широкое внедрение эффективного вида химико-термической обработки. Поэтому весьма актуальными являются исследования, направленные на устранение плавкого затвора при твердофазном борировании и снижение пылевыделения. Одним из путей снижения пылевыделения является замена порошковых смесей гранулированными.

Как показали проведенные исследования, при борировании стали 30 из смеси на основе B_4C устранение плавкого затвора существенным образом не отражается на насыщающей способности среды в случае разового использования смеси.

При проведении процесса борирования контейнер закрывался крышкой. Для снижения притока воздуха и возможности окисления насыщающей смеси целесообразно помещение над смесью слоя карбида кремния.

Исследование процесса борирования с использованием различных активизаторов показало, что наиболее приемлемыми в данном случае являются фторидные активизаторы: AlF_3 , NaF , KBF_4 , Na_3AlF_6 , NH_4F и др. Это объясняется тем, что в результате взаимодействия фторидных активизаторов и карбида бора обеспечивается достаточно длительное время образование газовой среды (борирующей) в объеме контейнера. При этом создается некоторое избыточное давление. Это препятствует проникновению кислорода к смеси и упрочняемым изделиям.

При использовании хлоридных активизаторов (NH_4Cl , $AlCl_3$ и др.) образование газовой среды протекает с высокой скоростью в первые промежутки процесса борирования, что приводит к значительным потерям активизатора и борирующей газовой среды. В дальнейшем наблюдается резкое падение скорости образования газовой среды в объеме контейнера, проникновение кислорода в смесь и затухание процесса борирования.

Использование насыщающей смеси в виде гранул сопровождается, как показала практика, значительным повышением газопроницаемости смеси и снижением пылевыведения при упаковке и распаковке контейнера. Для исследования были приготовлены гранулированные смеси следующих составов (в вес. %): 1-65% B_4C , 35% NaF; 2-50% B_4C , 50% NaF; 3-40% B_4C , 60% NaF; 4-9% B_4C , 27% NaF, 65% Mn 5.

Высокая газопроницаемость смесей обеспечивает устойчивый поток газовой борлирующей среды к обрабатываемой поверхности и повышает эффективность процесса борирования по сравнению с порошковой смесью (табл. 1).

Условия насыщения: 850°C, 4 ч, сталь 35.

Увеличение размера частиц гранулята до 3-4 мм сопровождается значительным уменьшением газообразующей поверхности и, как следствие, снижением насыщающей способности.

Важной особенностью проведения процесса борирования из гранулированных смесей при их повторном использовании является размещение активизатора непосредственно на дно контейнера без перемешивания смеси. В качестве активизатора нами использовался фтористый аммоний. Количество активизатора составило 1-1,5% от веса используемого гранулята. Во всем исследовании вместо плавкого затвора нами использовалась свободная засыпка над смесью слоя карбида кремния. Толщина слоя достигала 30 мм.

Наибольшей насыщающей способностью из исследованных составов обладает состав № 3. Однако наибольшую стабильность при многократном использовании смесей обеспечивает состав № 4. Следует иметь в виду также, что в этом составе на железе и сталях формируются однофазные (Fe_2B) боридные слои.

Таблица 1.

Номер состава смеси	Толщина боридного слоя (мкм) при различном размере частиц гранулята (мм)					
	порошок	0,25	1,0	2,0	3,0	4,0
1	20	75	85	60	35	30
2	25	85	100	75	45	25
3	50	120	110	80	50	40
4	20	50	45	25	25	20

В заключение следует отметить, что гранулят представляет собой интерес не только с точки зрения насыщающей смеси, но и с точки зрения получения газовой борлирующей среды при разделении рабочего пространства печи на газоприготовительное и насыщающее.

УДК 669.017:539.219.3:620.186.8

Г.Г. Панич, канд. техн. наук

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРИОДОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК СОЕДИНЕНИЙ В ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЯХ

Период решетки чрезвычайно структурно чувствителен: исследование его изменений может пролить свет на ряд важных вопросов механизма роста химического соединения в диффузионном слое и механизма формирования его свойств. Нами проведено исследование изменений периодов решетки для диффузионных слоев, образованных соединениями различной природы.

Таблица 1.

Исследуемая фаза	Глубина слоя, мк	Сингония	Определяемый параметр	Метод определения	Коэффициенты линейной зависимости по МНК		Примечание
					a, $\frac{\circ}{\text{А/мкм}}$	b, $\frac{\circ}{\text{А}}$	
Cr_{23}C_6	до 200 куб		a	Экстраполяция	$-0,31 \times 10^{-4}$	10,626	Стали У8, 40ХН Сплав Т15К6
NbC	20 куб		a	Экстраполяция	$-1,24 \times 10^{-4}$	4,466	Сплав Т15К6
$\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$	25 гекс		c	по точкам	$+0,83 \times 10^{-4}$	4,3959	Сталь 7Х3, сплошной слой

Продолжение таблицы 1.

1	2	3	4	5	6	7	8
FeB	175	ромб	с	по точ-кам	+0,80х x10 ⁻⁵	2,9459	
Fe ₂ B	50- 230	тетр	с	по точ-кам	+3,15х x10 ⁻⁵	4,2435	b ₀ для 50 мкм
MoSi ₂	365	тетр	а	по точ-кам	+5,3х x10 ⁻³		
			с	по точ-кам	+1,91х x10 ⁻⁵	7,9100	
Mo ₃ Si	135- 425	куб	а	по точ-кам	+9,04х x10 ⁻⁴	4,9122	b ₀ для 135 мкм
FeTi ₂	40	куб	а	экстра-поляция	+3х x10 ⁻⁵	11,3784	армко, сплош- ной слой
α-Mo ₂ C	165	ромб	а	по точ-кам	-5,27х x10 ⁻⁵	4,747	Молиб-ден,
			б		-9,80х x10 ⁻⁵	5,970	жидко- стная карби-
			с		+3,24х x10 ⁻⁵	5,213	дизация
σ-FeCr	20- 90	куб	а	экстра-поляция	+6,49х x10 ⁻⁵	8,7595	b ₀ для 20 мкм
η- Fe ₂ Al ₅	235	ромб	с	по точ-кам	+6,66х x10 ⁻⁶	4,2335	
γ ₂ - Cu ₉ Al ₄	285	куб	а	экстра-поляция	+2,22х x10 ⁻⁵	8,7070	
Fe ₃ C ⁴	15	ромб d ₍₁₀₃₎		по точ-кам	-2х x10 ⁻⁵	2,0194	Пара- метры ячейки не оп- ределе- ны

Первые же полученные результаты привели к выводу о том, что зависимость периода ячейки от глубины слоя близка к линейной. Таким образом, удалось обработать результаты для каждого слоя по МНК и получить коэффициенты уравнения

$$y = ax + b_0,$$

где x – расстояние от поверхности; b_0 – период кристаллической решетки на поверхности; y – период решетки в глубине слоя.

Полученные результаты проверялись на адекватность линейной модели по Фишеру, средняя величина ошибки составила $\pm 0,005 \text{ \AA}$, и величины $|y_{\max} - b_0|$ не выходили за этот предел.

Полученные результаты сведены в табл. 1. Из них следует, что отклонения полученных линейной моделью зависимостей от горизонтали чрезвычайно малы (в несколько раз меньше систематической и случайной ошибок измерения).

Период кристаллической решетки соединения, в том числе и имеющего широкий интервал гомогенности, по глубине диффузионного слоя не изменяется. Исключением является случай образования соединения при старении слоя (азотирование сталей): в этом случае соединение в сплошном слое имеет одно значение периода (неизменное по глубине), а в зоне дисперсных выделений – другое. В то же время, по полученным данным, период решетки (при наличии области гомогенности) может изменяться для всего объема соединения в слое при изменении условий насыщения и соответственно состава соединения.

Для исследованных интервалов температур у соединения в диффузионном слое не существует концентрационного перепада, достаточного для диффузии по телу "иглы" (это подтверждается нашими и литературными данными микрорентгеноспектрального анализа).

Предположение об упругих искажениях структуры соединения при его когерентной "стыковке" с нижележащими фазами не подтверждается.

Проведенное исследование свидетельствует в пользу предположения о резком превалировании граничной диффузии при росте кристаллов химических соединений в диффузионном слое.

Л.Г. Ворошнин, докт. техн. наук,
Ф.И. Пантелеенко, Б.С. Кухарев, канд. техн. наук

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОДЛОЖКАМИ

Нанесение на обрабатываемые изделия перед химико-термической обработкой металлических покрытий позволяет решить ряд важных задач технологического и эксплуатационного характера, связанных с использованием защитных покрытий, а именно:

1. Интенсификация процессов химико-термической обработки.
2. Получение защитных покрытий специального назначения.
3. Получение защитных покрытий на материалах, на которых непосредственным насыщением тем или иным элементом их получить нельзя:
4. Получение защитных покрытий с заданными свойствами.
5. Местная защита насыщаемых изделий от образования диффузионных покрытий.

Одним из возможных направлений интенсификации процессов химико-термической обработки является нанесение на поверхность обрабатываемых изделий металлических подложек.

Наиболее простым вариантом обработки поверхности является гальваническое, химическое или любое другое нанесение на обрабатываемые изделия основного элемента сплава.

Интенсификация процессов формирования диффузионного слоя в этом случае достигается за счет исключения влияния легирующих элементов на скорость формирования покрытия, а также за счет большей дефектности подложки по сравнению с основным металлом.

По свойствам диффузионные покрытия, получаемые этим способом, мало отличаются от покрытий, полученных непосредственным насыщением материала изделия.

Вторым вариантом обработки с целью интенсификации процессов формирования покрытия является нанесение (гальваническое, химическое и другое) на обрабатываемые детали элемента, составляющего основу будущего защитного покрытия. По свойствам такие покрытия, как и при обработке по первому варианту, мало отличаются от аналогичных покрытий, полученных традиционным методом.

По третьему варианту на поверхность изделий наносится подложка из легкоплавкого элемента или сплава (гальваниче-

ские, диффузионные или химические покрытия). Интенсификация процесса в этом случае достигается преимущественно в результате формирования в поверхностном слое открытой сообщающейся пористости (за счет испарения компонентов подложки) и за счет образования при нагреве под химико-термическую обработку в локальных участках подложки жидкометаллической фазы. В зависимости от степени легирования покрытия элементами подложки свойства таких диффузионных слоев могут в той или иной мере отличаться от свойств покрытий, полученных традиционными методами.

Путем предварительного нанесения на обрабатываемые изделия металлических подложек из элементов, не входящих в состав обрабатываемого сплава, можно получить специальные покрытия (покрытия на основе материала подложки), резко отличающиеся по свойствам от покрытий, получаемых непосредственным насыщением основы изделия.

Такой прием обработки резко расширяет возможности варьирования свойств поверхностных слоев упрочняемых сплавов по сравнению с традиционной химико-технической обработкой.

В ряде случаев имеется необходимость получения защитных покрытий (боридных, карбидных и др.) на материалах, на которых при традиционных методах химико-термической обработки они не образуются. Такие покрытия могут быть получены комбинированной обработкой: нанесение металлической подложки, являющейся компонентом защитного слоя, и последующей химико-термической обработки. Свойства таких покрытий будут полностью определяться их фазовым составом.

Как известно, между структурой и свойствами покрытий существует корреляционная связь. Однако возможности варьирования структуры диффузионных слоев при диффузионном насыщении весьма ограничены. Предварительное нанесение на стальные изделия легкоплавких покрытий позволяет не только существенно повысить (в 2-4 раза) скорость формирования покрытий, но и дает возможность (изменения условия насыщения) в широких пределах регулировать структуру, соотношение структурных составляющих покрытия и соответственно их свойства.

Иногда часть изделия должна быть защищена от насыщения. Эту задачу также можно решить путем нанесения металлических покрытий - медных или хромовых гальванических покрытий толщиной 80-140 и 20-40 мк соответственно при борировании. Гальваническим меднением (20-50 мкм) достигается защита стальных изделий от цементации. Очевидно, соответству-

юшим подбором типа подложки можно обеспечить защиту обрабатываемых изделий и при других процессах химико-термической обработки.

Таким образом, путем нанесения металлических подложек можно решить самые различные вопросы технологии получения и использования защитных покрытий.

УДК 669.131.6:621.746.5

А.Н. Шинкевич, канд. техн. наук,
М.Н. Чурик, канд. техн. наук

СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЕВ ОТЛИВОК ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

В работе показана принципиальная возможность получения упрочненных поверхностных слоев на отливках из медных сплавов, изучаются их структуры.

Основное условие получения качественного слоя — хорошее смачивание легирующего материала металлом отливки. Для обеспечения положительного смачивания и последующей полной пропитки обмазки в пасту вводятся различные флюсы.

Изучение смачивания зерен феррохрома в присутствии флюсов расплавом бронзы Бр. АЖ9-4Л (метод лежащей капли, вакуум) показало, что при добавке 15% КС1 от веса ферросплава угол смачивания снижается со 110° до 94° (300 с после начала взаимодействия). Добавка 5% криолита; 2,5 и 5% буры приводят к полной пропитке легирующей пасты. Глубина пропитки достигает 4,5 мм при использовании в пасте чистых буры (5%) или криолита (15%). Установлено, что флюсы из буры и криолита хорошо растворяют сложные многокомпонентные окисные пленки на сплавах меди и окись хрома на порошке феррохрома и способствуют проникновению жидкого металла в поры легирующей обмазки.

На основании полученных результатов были составлены комплексные флюсы и проведено поверхностное упрочнение меди и ее сплавов порошками различных материалов.

При легировании отливок (пластины размером 100 x 50 x 20 мм) из меди марки МЗ порошкообразным ферромарганцем Мн6 (размер зерен порошка 0,20...0,32 мм, толщина обмазки 2 мм, температура заливки 1523°К) положительные результаты достигнуты при использовании флюса, состоящего из

5% обезвоженной буры, 1% борного ангидрида и 5% связующего - хлористого калия.

Структура слоя состоит из округлых зерен легирующего материала с микротвердостью 12886 Мн/м^2 и основной структуры (α - фазы) с микротвердостью 1020 Мн/м^2 (нагрузка 20 г на алмазную пирамиду).

Применение флюса из буры (5%), криолита (5%) и борного ангидрида (1%) позволило осуществить легирование поверхности медной отливки алюминием. Алюминий увеличивает предел прочности меди, повышает ее устойчивость против коррозии. Легирующим материалом служил химически чистый порошок алюминия с размером частиц $0,1 \dots 0,2 \text{ мм}$. Толщина обмазки 1 мм, температура заливки 1473°К . Алюминий образует с медью твердый раствор. В поверхностном слое отливки можно различить участки α - фазы и участки эвтектоида состоящего, по всей вероятности, из смеси α и δ' - фаз (δ' - фаза - электронное соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$). Микротвердость меди (α - фаза) - 928 Мн/м^2 , эвтектоида ($\alpha + \delta'$) - 2059 Мн/м^2 . Непосредственно примыкающие к эвтектике участки α - фазы имеют микротвердость 1373 Мн/м^2 , что свидетельствует об их обогащении алюминием.

В опытах использовалась также латунь ЛК80-3. Обмазка готовилась из ферромарганца Мн6, толщина обмазки 2 мм, температура заливки 1523°К . В состав флюса входила бура (5%) и борный ангидрид (1%), связующее - хлористый калий (5%). Структура металла отливки имеет двухфазное строение и состоит из твердого раствора цинка в меди (α - фаза) и электронного соединения $\text{Cu} - \text{Zn}$ (β - фаза). В слое зерна ферромарганца расположены в основной структуре металла отливки. Микротвердость частиц легирующего материала 12013 Мн/м^2 , твердость матрицы в слое составляет 1187 Мн/м^2 , что указывает на ее обогащение легирующим элементом. Аналогичная структура в неупрочненной части отливки имеет микротвердость 956 Мн/м^2 . Марганец повышает коррозионную стойкость и улучшает механические свойства латуни.

С помощью флюса из 5% криолита, 2% борного ангидрида и 5% хлористого калия был получен легированный слой из ферротитана марки ТiO на отливке из латуни. Температура заливки 1523°К , толщина обмазки 2 мм, размер зерен ферротитана $0,20 \dots 0,32 \text{ мм}$.

В слое зерна ферротитана с микротвердостью 3491 Мн/м^2 расположены в двухфазной структуре латуни. Насыщение метал-

ла отливки легирующими элементами из обзаки подтверждает-
ся сравнительным анализом микротвердости. Непосредственно в
слое основная структура металла отливки имеет твердость
 1098 Мн/м^2 , твердость нелегированной структуры составляет
 946 Мн/м^2 .

Легируемые слои отливок из меди и латуни имеют пори-
стость до 12–16%. Пористость определялась с помощью линей-
ного метода Розиваля из десяти измерений на металлографи-
ческом микроскопе МИМ-7. Для уменьшения пористости слоя
необходимо принимать специальные меры. Например, замена во
флюсах криолита на фтористый литий при легировании меди
алюминием и латуни ферротитаном снижает пористость до 7–8%.

УДК 621.785.51.062.5

Б.З. Поляков, канд. техн. наук,
А.А. Пикман

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЦЕМЕНТИРОВАННОГО СЛОЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ ОТЛИВКИ

В соответствии с диаграммой Fe – Fe₃C предельная
температура цементации определяется требуемым содержанием
углерода в поверхностном слое и, следовательно, линиями IE и
ES. Для получения в поверхностном слое 0,8 – 1,0% C тем-
пература цементации не может быть выше 1350⁰С, так как
при превышении этой температуры оплавление поверхности изде-
лия происходит раньше, чем содержание углерода на поверхно-
сти достигает требуемого значения.

Изучение предельных по температуре возможностей химико-
термической обработки приобретает существенное значение
при использовании ее в процессе затвердевания и последующе-
го охлаждения отливки в литейной форме. Этот вид химико-
термической обработки имеет место при подаче газа–поставщи-
ка активных атомов насыщающего элемента к поверхности на-
ходящейся в литейной форме отливки. Совмещение процессов
затвердевания и охлаждения отливки и химико–термической об-
работки позволяет сочетать преимущества того и другого про-
цессов. Следовательно, изучение структуры и свойств диффузи-
онных слоев, получаемых в предельных температурных услови-
ях, оказывается необходимым для обеспечения промышленного
применения химико–термической обработки в процессе литья.

Диффузионные слои, получаемые в отливке, формируются в специфических условиях. Во-первых, диффузионному процессу подвергается затвердевающая сталь с характерным для затвердевшей части дендритным строением и неоднородностью химического состава. Во-вторых, процесс проходит при необычно высоких температурах, причем температура отливки с течением времени уменьшается. Схема формирования цементированного слоя в углеродистых сталях в этих условиях может быть разработана на основе диаграммы Fe - Fe₃C (рис. 1).

Выделим следующие варианты формирования цементированного слоя.

1. Увеличение содержания углерода на поверхности отливки при понижении температуры соответствует области IES, например aa'. В этом случае имеют место типичные по распределению углерода цементированные слои. Возможности ускорения цементации низкоуглеродистой стали будут исчерпаны в том случае, когда изменение содержания углерода в поверхностном слое отливки (C_п, %) при понижении температуры ее поверхности t_п (°C) будет соответствовать линии IE, т. е. приблизительно

$$C_{п} = 8,8 - 0,0058t_{п}$$

2а. Содержание углерода в поверхностном слое отливки в процессе охлаждения достигает значения, соответствующего ли-

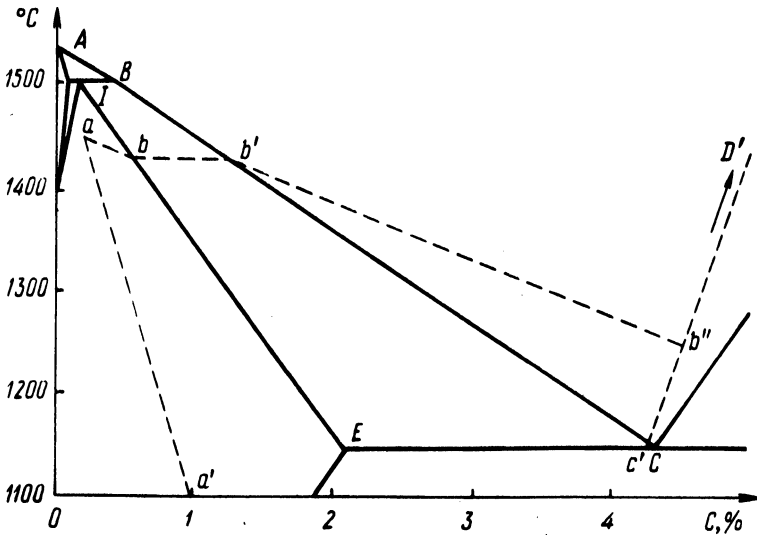


Рис. 1. Схема формирования цементированных слоев в отливке из стали 20Л в соответствии с диаграммой железо-цементит.

нии солидус (например, a b). В этом случае дальнейшее поступление углерода приведет к образованию на поверхности уже затвердевшей части отливки новой фазы – жидкого раствора концентрации, соответствующей линии ликвидус ВС (точка b'). С образованием жидкого раствора начнется оплавление поверхности и активное увеличение содержания углерода. Если количество углерода в последнем превысит соответствующее точке Е, то при последующем охлаждении и затвердевании этого вновь образовавшегося на поверхности отливки жидкого раствора сформируется цементированный слой, содержащий ледебурит (белый чугун). Оптимальными в данном случае являются, очевидно, такие условия, когда оплавление (вследствие цементации) уже закристаллизовавшейся поверхностью "корочки" отливки проходит быстрее, чем затвердевание оставшейся части, т.е. когда фронт оплавления "догоняет" фронт кристаллизации и сливается с ним. В этом случае последующее затвердевание диффузионного слоя и отливки в целом не приведет к ухудшению качества ее поверхности.

2б. Содержание углерода во вновь образовавшемся жидком растворе достигает значения, соответствующего линии $C'D'$ (точка b''). В этом случае дальнейшее поступление углерода в отливку и последующая кристаллизация приведут к выделению графита и образованию зоны серого чугуна. И в этом случае, как и в предыдущем, оптимальными следует считать условия, при которых оплавливающийся слой поглощает затвердевшую часть отливки.

Таким образом, оказывается возможным осуществлять регулируемое насыщение отливки углеродом в широких пределах и получать комбинированные по структуре изделия типа чугун-сталь. насыщение отливки углеродом в широких пределах и получать комбинированные по структуре изделия типа чугун-сталь.

УДК 621.785.53:539.375

Г.В. Борисенко, канд. техн. наук,
Н.И. Иваницкий, канд. техн. наук,
Ю.Н. Громов

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С КАРБИДНЫМ ПОКРЫТИЕМ

В работе исследовали свойства покрытий из карбида титана на спеченном твердом сплаве Т15К6.

Непосредственно под карбидным слоем возможно возникновение фазы η (Co_3W_3C), которая образуется вследствие диффузии углерода из основы в карбидное покрытие. Прочность сцепления покрытий с основой оценивали по виду отпечатка при измерении твердости по Виккерсу. При прочном сцеплении покрытия с основой отпечаток алмазного конуса получается четким без следов трещин и отслаивания покрытия. Установлено, что наилучшим сцеплением с основой обладают покрытия толщиной не более 10 мкм, не имеющие между покрытием и твердым сплавом промежуточного слоя η -фазы.

Определение режущих свойств твердых сплавов с покрытием из карбида титана проводили при продольном точении на токарно-винторезном станке 1616 с бесступенчатым регулированием числа оборотов шпинделя.

Испытанию подвергали пятигранные неперетачиваемые пластинки из сплава Т15К6. Для получения сравнительных данных для одной и той же пластинки проводили точение двумя гранями без покрытия и тремя гранями с покрытием из карбида титана.

В качестве критерия затупления принимали износ по задней поверхности, равный 0,5 мм.

Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1. Режим и результаты испытаний режущего инструмента из сплава Т15К6 с покрытием из карбида титана

Вид инструмента	Обрабатываемый материал	Режимы резания					Поверхностные показатели
		скорость резания, м/мин	глубина резания, мм	величина подачи, мм/об	сплав Т15К6	сплав Т15К6 с карбидным покрытием	
Неперетачиваемые пятигранные пластины	Сталь	100	1,0	0,01	58	123	2,1
	40ХН	200	1,0	0,01	11	19	1,7

Установлено, что износостойкость твердосплавных пластин с карбидным покрытием зависит от скорости резания. С повышением скорости резания понижается защитное действие покрытия.

Опытно-промышленное опробирование твердосплавных неперегачиваемых режущих пластин с карбидными покрытиями в условиях БелАЗ г. Жодино показало повышение стойкости в 2–3 раза при чистовом и получистовом точении по сравнению с этими же пластинами без покрытия.

УДК 669.14.018

Н.С.Траймак, Е.И. Бельский, докт. техн. наук

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ЛИТОЙ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ ПУТЕМ ОПТИМАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Литой инструмент (например, кузнечные штампа, пресс-формы литья под давлением) имеет ряд преимуществ не только с точки зрения снижения трудоемкости механической обработки, но и повышения его стойкости. Однако широкое применение литых штампов ограничено в связи с пониженными некоторыми показателями механических свойств литой стали. Она уступает деформированной прежде всего по пластичности. Это обстоятельство в свою очередь сказывается и в снижении разгаростойкости.

Повышение пластических свойств, а также разгаростойкости литых сталей возможно несколькими путями: улучшением качества стали (например, применение ЭСП), выбором оптимальных режимов термической обработки, рациональным легированием и др. Для использования последнего направления необходимы данные о влиянии отдельных легирующих элементов. В связи с этим в настоящей работе проведено исследование литых однолегируемых и традиционных штамповых сталей.

Экспериментальные однолегируемые и штамповые стали выплавлены в 100 кг индукционной печи с кислой футеровкой. Содержание легирующих элементов в стали изменялось в пределах 0,5 – 15%.

Испытания на ударную вязкость при комнатной температуре показали, что стали с никелем, кремнием (до 1%) обладают высокой ударной вязкостью. Введение в сталь марганца, хрома, молибдена или вольфрама снижает этот показатель. Особенно заметно такое влияние у хрома. Вместе с тем следует отметить положительное влияние меди и алюминия, вводимых в

пределах 0,5–1% в случае минимального количества неметаллических включений.

В результате выполненных экспериментов установлено, что введение в сталь кремния, марганца, хрома, никеля, алюминия и меди в малых количествах (1–2%) не повышает разгаростойкость. Только молибден и несколько вольфрам увеличивают разгаростойкость литой стали. Изучение разгаростойкости однолегируемых сталей с более высоким содержанием легирующих элементов позволило установить, что наилучшими показателями обладают молибденовые и вольфрамовые однолегируемые стали. При этом с увеличением их содержания в интервале 3–15% разгаростойкость остается практически одинаковой или незначительно возрастает. За ними по разгаростойкости следуют хромистые стали. У этих сталей по мере увеличения содержания хрома термоусталостное сопротивление заметно повышается. При увеличении содержания ванадия разгаростойкость снижается и может упасть практически до уровня, характерного для нелегируемой стали, содержащей одинаковое количество углерода.

Необходимо отметить, что на способность стали сопротивляться циклическим термическим воздействиям существенное влияние оказывают дефекты литой структуры. Этот фактор лежит в основе значительного рассеяния экспериментальных данных в оценке влияния отдельных легирующих элементов.

Повышение пластических свойств и разгаростойкости литой стали возможно за счет применения микролегируемых редкоземельными металлами (РЗМ) или их сплавами. Микролегируемые церием или другими РЗМ позволяют увеличить ударную вязкость стали за счет уменьшения количества неметаллических включений и их сфериадизации. При этом уровень прочностных показателей остается практически неизменным. Литая сталь в результате приближается по показателям механических важнейших свойств, необходимых для горячей технологической оснастки, к деформированной.

Е.И. Понкратин, Э.Ш. Суходрев, канд. техн. наук

К ВОПРОСУ ОБ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ПРЕССОВОГО
ИНСТРУМЕНТА, ПОДВЕРГАЕМОГО АЗОТИРОВАНИЮ

При прессовании сложных фасонных профилей в зависимости от условий процесса деформируемого материала [1] поверхностные слои формующего инструмента разогреваются до температур порядка $600-650^{\circ}\text{C}$ и выше. Глубина локального разогрева достигает до 3-4 мм. Удельные давления достигают 100 кгс/мм^2 , а при обработке труднодеформируемых сплавов даже 160 кгс/мм^2 . Скорость истечения металла при прессовании составляет 2-10 м/с.

Исследованиями установлено, что основной характеристикой поверхности деформирующего инструмента является теплостойкость.

Одним из прогрессивных методов повышения стойкости деформирующего инструмента, теплостойкости рабочей поверхности является диффузионное поверхностное упрочнение.

Достигнуты большие успехи в повышении стойкости инструмента диффузионным упрочнением и азотированием. Диффузионному упрочнению подвергают инструмент, изготовленный из широко распространенных сталей.

Однако общим недостатком всех используемых сталей для инструмента горячей обработки металлов давлением является то, что при их разработке не учитываются возможности диффузионного упрочнения. Поэтому не удается получить максимальное упрочнение рабочей поверхности инструментов.

Перспективным в связи с этим является изменение состава сталей, применяемых для инструмента горячего деформирования с учетом их последующего диффузионного упрочнения.

При разработке азотируемой стали в качестве базовой выбрали сталь 5ХЗВЗМФС (ДИ-23). Исследовали влияние Mo , V , Ti , Al , Ni на теплостойкость азотированных слоев. Введением Ni преследовали цель повышения технологической пластичности стали, необходимой для получения инструментов пластическим формообразованием.

Для решения поставленной задачи использовали метод планирования экспериментов. За основной параметр оптимизации приняли теплостойкость азотированных слоев (микротвердость $\text{H}_{\mu 100}$ после нагрева при 640°C в течение 4 ч после следую-

шего режима: азотирование при 540°C , 42 ч; степень диссоциации аммиака 25–30%).

Для оценки влияния легирующих элементов на теплостойкость азотированных слоев была использована четверть-реплика типа 2^{5-2} [2].

Расчет среднеквадратичной ошибки (по повторным опытам) показал хорошую воспроизводимость. Среднеквадратичная ошибка при определении теплостойкости азотированных слоев составила $S_{\bar{y}_1} = \pm 25 \text{ кгс/мм}^2$.

После реализации четверть-реплики получено линейное уравнение регрессии

$$y_1(N100) = 1018 + 52,3x_1 + 63,3x_2 + 17,3x_3 + 28,3x_4 - 17,3x_5.$$

В это уравнение значения факторов (x_1, x_2, x_3, x_4, x_5) следует подставлять в кодированном масштабе (X_i) [2].

Подтверждение гипотезы об адекватности данного уравнения позволяет рекомендовать его для прогнозирования теплостойкости азотированных слоев сталей с исследуемым диапазоном легирующих элементов.

Установлено, что Mo и Al положительно влияют как на теплостойкость азотированного слоя, так и на прочность стали в целом. V и Ti, повышая теплостойкость азотированного слоя, в то же время снижают прочность стали. Ni снижает теплостойкость азотированного слоя и не влияет на прочность. Максимальная достигнутая теплостойкость азотированного слоя составила 1116 кгс/мм^2 .

Испытания теплостойкости азотированных слоев сталей 3X2B8Ф и 5X3B3MФС показали, что теплостойкость их значительно ниже – 867 кгс/мм^2 .

Промышленные испытания лучших сталей плана показали перспективность избранного направления в решении задачи создания азотируемой инструментальной стали для прессового инструмента.

Л и т е р а т у р а

1. Тылкин М.А., Александров В.П. Температурные работы матриц при горячем прессовании. – "Изв. вузов. Черная металлургия", 1970, №5. 2. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металлведении. М., 1972.

С.А. Лихачев, канд. техн. наук,
Н.С. Траймак

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ КОНЦЕНТРАТОРОВ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

В работе изучались одиночные макроконцентраторы различных геометрических размеров, что позволило выявить роль в снижении разгаростойкости не только следов механической обработки, но и выходящих на поверхность пор (или находящихся вблизи ее), неметаллических включений и других дефектов. При исследовании термоусталостного разрушения литых инструментальных сталей, выплавленных в ограниченных объемах, наблюдалось большое рассеивание результатов (от 200 до 3000 циклов теплосмен). При этом разброс имел зависимость от степени легированности стали, но все-таки оставался значительным в пределах одного состава.

Анализ полученных результатов показал, что решающее влияние на процесс разгарного разрушения литых сталей оказывают дефекты литой структуры. Установлено, что в тех случаях, когда образцы разрушались в первые десятки циклов, причиной разрушения являлись одиночные или ряд трещин, идущих от крупного макродефекта. Начальная стадия разрушения образцов с такого рода дефектами и характер самого разрушения зависит от вязкости испытываемого материала. Например, у стали Р6М5 (63 HRC) независимо от величины дефекта трещины появлялись в пределах 20–50 циклов. При твердости 45 HRC она выдерживала 100–200 циклов. Бездефектные образцы выдерживали 1500–2000 циклов теплосмен. Если в первом и втором случае наблюдались отдельные сквозные трещины, то в бездефектном отмечено наличие равномерной сетки трещин.

При переходе к сталям более высокой вязкости типа 4Х5МФС (45 HRC) появление первых трещин на дефектах фиксируется гораздо позже в пределах 300–500 циклов. Бездефектные образцы выдерживали 3000–4000 циклов теплосмен.

С целью получения количественной оценки влияния макродефектов в работе исследовались искусственные концентраторы с различной геометрией. Концентраторы наносились симметрично оси образца по шесть штук. Глубина изменялась от 0,5 до 2 мм, радиус закругления (ρ) от 0,1 до 5 мм. С условно бесконечным радиусом принят образец без макроконцентратора.

Эксперименты показали, что начальная стадия и характер разрушения образцов с искусственными концентраторами подобен образцам с естественными дефектами. Установлено, что определяющая роль принадлежит радиусу концентратора, а глубина в исследуемых пределах практически не влияет на характер разрушения. Причиной быстрого разрушения образца с поверхностными дефектами (поры, надрезы) является концентрация напряжения у вершины их с одной стороны. С другой, возникновение объемно-напряженного состояния у вершины, что способствует, как известно, переходу материала из вязкого состояния в хрупкое вблизи надреза.

Выполненные эксперименты показывают, что по мере увеличения радиуса концентратора количество циклов теплосмен до появления первых трещин увеличивается. Изменяется и характер разгарообразования. С увеличением радиуса закругления количество трещин возрастает, а глубина их уменьшается. Причем трещины направлены по нормали к поверхности концентратора. При уменьшении или увеличении вязкости испытуемого материала соотношение между началом появления и глубиной трещин также изменяется.

УДК 669.268

М.В. Ситкевич, канд. техн. наук

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ГОРЯЧЕСТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Исследование износостойкости диффузионноупрочненных горячештаптовых сталей (4ХСМФ, 4ХСНМФЦР, 5ХНМ, 5ХЗВЗМФС) проведено при температуре в зоне трения порядка 550°C , характерной для реального контакта в системе штамповка. Установлено, что при истирании карбидных покрытий в начальный период наряду с окислительным износом сплошных участков покрытия наблюдается также весьма интенсивное развитие микротрещин в карбидном слое. Образование их происходит в наиболее дефектных местах (поры, неметаллические включения) или у концентраторов напряжений (внедренные карбидные частицы подслоя, микротрещины вследствие термической обработки). В дальнейшем наблюдается развитие процесса трещинообразования, фрагментации карбидного покрытия с выкрашиванием отдельных наиболее дефектных участков. На по-

следующей стадии происходит наиболее интенсивное дробление карбидного слоя с внедрением в подслой отдельных наиболее тонких участков покрытия и выходом на контактную поверхность небольших участков α - фазы.

Заключительная стадия характеризуется чрезвычайно сильным продавливанием карбидного слоя и внедрением отдельных фрагментов в материал матрицы стали. На данной стадии диффузионный слой почти полностью разрушен за счет процессов истирания и выкрашивания. При этом α - фаза составляет основную часть фрикционного контакта. Процесс износа приобретает характер, свойственный неупрочненной стали.

Для борированной стали также можно выделить четыре основных стадии их износа. На начальной стадии износ носит окислительный характер и отмечается зарождение микротрещин в наиболее дефектных местах боридного слоя. На второй стадии наряду с превалирующим окислительным износом отмечается дальнейшее развитие микротрещин с образованием их поверхностной сетки и появлением в результате этого отдельных локальных выкрашиваний боридного покрытия в пределах существующих трещин диффузионного слоя.

Для третьей стадии характерным является, что наряду с процессом выкрашивания боридного слоя происходит и постепенное заглаживание участков разрушения. При этом элементы хрупкого разрушения возникают и заутюживаются на различных участках фактического контакта в процессе трения.

На последней стадии износ протекает в отсутствие зоны сплошных боридов. В этом случае на поверхности трения появляются участки α - фазы, располагающейся между боридными иглами.

Для бороалюминированных, азотированных и цементированных диффузионных покрытий износ характеризуется взаимодействием двух видов разрушения при трении: окислительными процессами и схватыванием. При этом износостойкость определяется главным образом склонностью отдельных фаз к адгезионному взаимодействию. Учитывая это, износ бороалюминированных, азотированных, цементированных покрытий носит характер последовательного разрушения диффузионного слоя на участках контактирующих фаз за счет процессов схватывания, микрорезания и хрупкого разрушения окисных пленок.

Результаты сравнительных испытаний показали, что пока износ локализуется в самом диффузионном слое, наиболее существенное повышение износостойкости исследуемых сталей

обеспечивают покрытия на основе металлоподобных соединений (карбидов и боридов) за счет эффективной защиты от теплового схватывания. Бороалюминированные, цементованные, азотируемые диффузионные покрытия имеют сравнительно более низкую износостойкость вследствие склонности отдельных, входящих в их состав, фаз к адгезионному взаимодействию.

УДК 669.14.018.9

М.В. Ситкевич, канд. техн. наук,
В.А. Рогов

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

Современные представления о разрушении металлов при трении, отражающие развитие сложного комплекса механических, физико-химических, электрических, а также ряда других процессов, позволяют рассматривать структурное состояние сталей как один из важнейших факторов, определяющих характер и интенсивность их износа.

Значительный интерес представляет исследование износостойкости углеродистых сталей, карбидная фаза в которых (цемент) изменяется по содержанию и в зависимости от термической обработки, может принимать различную форму и размеры.

Исследования проводились при параметрах трения - скорость скольжения 0,42 м/с, давление - 150 кг/см².

Испытания отожженных углеродистых сталей показали, что по мере увеличения количества карбидной фазы в стали износостойкость ее возрастает, достигая максимума у стали У13. Истирание образцов сопровождается интенсивной пластической деформацией поверхностных слоев. При этом металлографический анализ поверхностей износа свидетельствует о том, что по мере увеличения карбидной фазы в стали доля поверхности трения, подверженной глубинному разрушению за счет теплового схватывания уменьшается, появляются некоторые элементы окислительных процессов при трении.

Исследования влияния формы карбидных частиц показали, что зернистый цементит обеспечивает более высокую износостойкость, чем пластичный. При этом поверхность трения характеризуется уменьшением количества очагов глубинного разрушения.

Проведенные испытания, показали, что повышение температуры закалки углеродистых сталей не вносит заметных измене-

ний в уровень износостойкости образцов. Проведение же серии экспериментов, предназначенных для изучения влияния структур отпуска на характер износа углеродистых сталей, позволило сделать следующие выводы. Установлено, что в интервале температур отпуска 200–500°С износостойкость углеродистых сталей практически не изменяется, хотя исходная твердость в значительной степени зависит от температуры. Снижение износостойкости при температурах отпуска выше 500°С связано с заметным уменьшением объемной прочности исследуемых сталей, причем износ (точнее формоизменение) в этом случае носит в основном характер смятия поверхностных слоев.

Установлено, что в процессе износных испытаний в поверхностных слоях исследуемых сталей происходит формирование структуры, соответствующей температурно-силовым условиям испытаний, независимо от исходного структурного состояния. При этом практически независимо от температуры отпуска для каждой стали характерна определенная величина микротвердости вблизи поверхности износа вследствие повышенного уровня дефектов кристаллического строения в приконтактных зонах. Максимального значения она достигает у заэвтектоидных сталей, минимального – у доэвтектоидных.

Глубина распространения деформационных процессов при износных испытаниях в данных температурно-силовых условиях определяется объемной прочностью приконтактных слоев стали: чем они выше, тем меньше протяженность зоны повышенной микротвердости. При этом следует отметить, что микротвердость поверхности износа образцов углеродистых сталей практически не зависит от термической обработки, а определяется химическим составом стали.

УДК 621.96.048

В.П. Северденко, акад. АН БССР, проф.,
В.С. Пашенко, канд. техн. наук,
В.А. Варавин

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАДИАЛЬНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА КОНТАКТНОЕ ТРЕНИЕ ПРИ ВЫТЯЖКЕ

Попытки усовершенствовать процесс вытяжки во многих случаях направлен на значительное уменьшение сил контактного трения, возникающих между заготовкой, поверхностью матрицы

и прижимом. С этой точки зрения перспективным является процесс вытяжки с ультразвуком [1, 2, 3].

Рассмотрим вытяжку с наложением радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу и их влияние на контактное трение с точки зрения кинематики скольжения.

Допустим, что в процессе вытяжки каждая точка рабочей поверхности матрицы совершает радиальные ультразвуковые колебания с амплитудой ξ_0 , причем "схватывание" и отрыв контактных поверхностей заготовки и матрицы отсутствует.

При вытяжке с ультразвуком на кинематику скольжения решающее влияние оказывает направление введения УЗК в зону контакта относительно вектора сил трения и контактной поверхности [3, 4]. На участке плоского фланца (рис. 1) вектор колебательной скорости $\vec{V}_{кр}$ параллелен поверхности контакта и вектору скорости скольжения \vec{V}_c . Сила трения, как известно, имеет направление противоположное вектору относительной

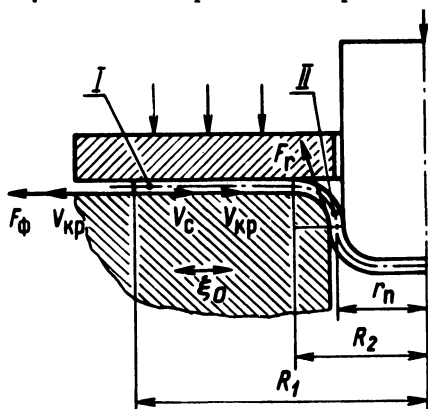


Рис. 1. Схема вытяжки с радиальными ультразвуковыми колебаниями матрицы: I – участок плоского фланца, II – тороидальный участок; F_ϕ , F_Γ – силы трения на соответствующих участках при вытяжке в обычных условиях.

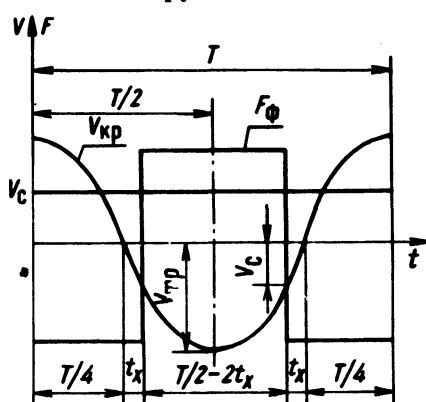


Рис. 2. Изменение колебательной скорости, скорости скольжения и силы трения в течение периода колебаний.

скорости. Поскольку направление $\vec{V}_{кр}$ в течение периода колебаний меняется на противоположное, следовательно, направление вектора относительной скорости и сил трения определяется соотношением скоростей скольжения заготовки по поверхности матрицы V_c и колебательной скорости частиц поверхности матрицы в месте контакта $V_{кр}$. На рис. 2 показано изменение колебательной скорости, скорости скольжения и си-

лы трения в течение периода колебаний. Из рис. 2 видно, что в течение периода колебаний сила трения меняет свое направление. Следовательно, средняя фиктивная сила трения при наложении ультразвука меньше по сравнению с вытяжкой в обычных условиях.

Усилие прижима при вытяжке распределяется по сравнительно узкой кольцевой части фланца, граничащей с наружным краем заготовки. Поэтому сила трения во фланце сосредоточена вблизи контура заготовки, а скорость скольжения будет определяться скоростью радиального перемещения контура заготовки [5]

$$V_c = V_0 \frac{R_2}{R_1}, \quad (1)$$

где V_0 - скорость деформирования; R_1 - текущий радиус контура заготовки; R_2 - радиус начала закругления на входе в матрицу.

Текущий радиус контура заготовки в первом приближении может быть определен, принимая допущения о постоянстве толщины заготовки в процессе вытяжки.

Тогда, следуя методике в [4], средняя фиктивная сила трения на рассматриваемом участке будет равна

$$F_{y.\phi} = F_{\phi} \left\{ 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \left[\frac{k_v}{\sqrt{\left(\frac{R_0}{R_2}\right)^2 - 2 \frac{r_{\Pi}}{R_2} \cdot \frac{h}{R_2}}} \right] \right\}, \quad (2)$$

где $k_v = v / V_{гр}$ ($V_{гр} = \omega \xi_0$ - амплитуда колебательной скорости, ω - круговая частота колебаний); R_0 - радиус исходной плоской заготовки; r_{Π} - радиус пуансона плюс половина толщины заготовки; h - ход пуансона.

Степень снижения сил трения под действием ультразвуковых колебаний на участке плоского фланца будет равна

$$\eta_{\phi} = \frac{F_{\phi} - F_{y\phi}}{F_{\phi}}$$

или с учетом (2)

$$\eta_{\phi} = \frac{2}{\pi} \arccos \left[\frac{k_v}{\sqrt{\left(\frac{R_0}{R_2}\right)^2 - 2 \frac{r_{\Pi}}{R_2} \cdot \frac{h}{R_2}}} \right] \quad (3)$$

На рис. 3 приведены результаты расчетов η_{ϕ} для случая $R_0 = 75$ мм, $r_1 = 29,5$ мм, $s_0 = 1$ мм (s_0 — толщина исходной заготовки). Характер кривых показывает, что степень снижения сил трения на участке плоского фланца снижается по мере смещения контура заготовки к вытяжному ребру матрицы, при этом эффективность в значительной мере определяется амплитудой смещения ξ_0 .

Из выражения (1) видно, что поле скоростей при вытяжке неоднородно, причем на границе плоского фланца R_2 материал затекает на вытяжное ребро матрицы с максимальной скоростью для фланца, равной скорости деформирования. Из этого граничного кинематического условия можно определить величину предельной амплитуды смещений $\xi_{\phi}^{пр}$, которая обеспечивает снижение сил трения на протяжении деформации фланца

$$\xi_{\phi}^{пр} = \frac{V}{\omega} \theta.$$

На рис. 4 представлен график зависимости предельной амплитуды смещений от скорости деформирования.

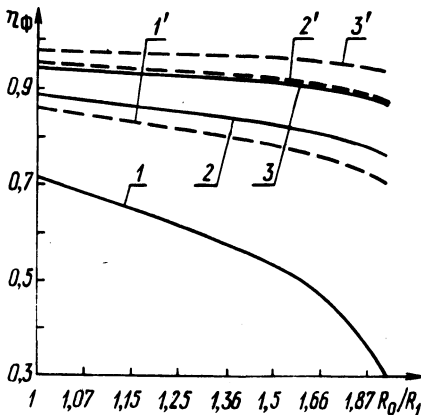


Рис. 3. Зависимость степени снижения сил трения от текущего радиуса контура заготовки; 1, 2, 3 — $V_0 = 200$ мм/с.; 1', 2', 3' — $V_0 = 100$ мм/м.; 1, 1' — $\xi_0 = 0,002$ мм, 2, 2' — $\xi_0 = 0,005$ мм, 3, 3' — $\xi_0 = 0,010$ мм; $f = 18$ кГц (f — частота колебаний).

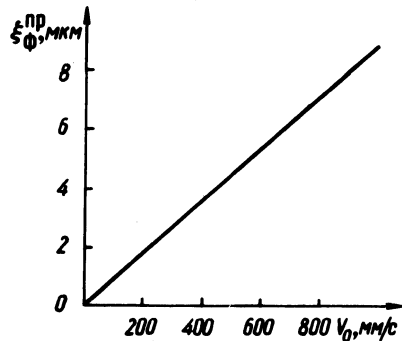


Рис. 4. Зависимость предельной амплитуды колебаний от скорости деформирования.

На тороидальном участке поверхность контакта определяется углом охвата заготовки вытяжного ребра матрицы. В процессе вытяжки в обычных условиях направление действия силы трения на рассматриваемом участке определяется направлением

вектора скорости скольжения. При вытяжке с наложением радиальных УЗК на матрицу каждая точка, лежащая на поверхности контакта, участвует одновременно в поступательном движении со скоростью скольжения V_{cr} и колебательном со скоростью $V_{кр}$ (рис. 5). Следовательно, результирующая скорость движения U_r в рассматриваемый момент времени определяется величиной и направлением колебательной скорости и скорости скольжения. Причем по мере увеличения угла охвата направление введения УЗК в зону контакта относительно вектора силы трения изменяется,

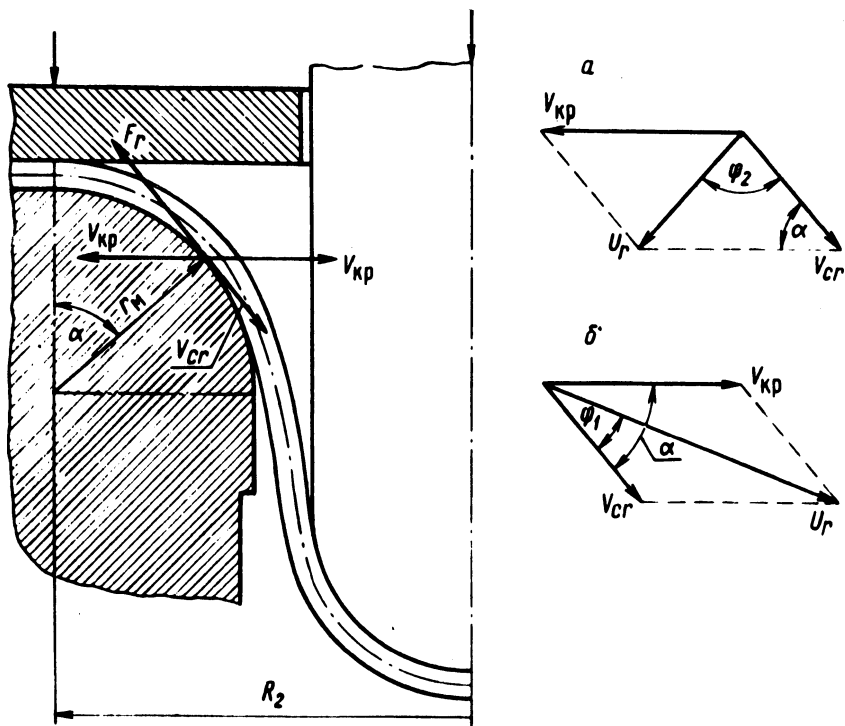


Рис. 5. Определение результирующей скорости точки на контактной поверхности в момент времени от 0 до $T/2$ (Б) и от $T/2$ до T (а).

Используя методику, предложенную в [6], можно оценить степень влияния УЗК на силы трения на вытяжном ребре матрицы.

Допустим, в процессе вытяжки в обычных условиях при угле охвата α сила трения равна F_r . Из рис. 5 видно, что при наложении УЗК на матрицу угол между векторами \bar{V}_{cr} и \bar{U}_r будет изменяться от значения φ_1 до φ_2 за период колебаний.

Величина проекции импульса силы трения на направление скольжения равна T

$$I = F_r \int_0^T \cos \varphi_i dt$$

или, выражая импульс силы трения через среднюю фиктивную силу

$$I = F_{yr} T,$$

тогда

$$F_{yr} = \frac{F_r}{T} \int_0^T \cos \varphi_i dt.$$

После подстановки значений углов φ_1 и φ_2 , выражение для средней фиктивной силы трения за период колебаний после преобразований примет вид

$$F_{yr} = F_r \frac{1}{\pi} \left[\int_0^{\pi/2} \frac{\delta + \cos \alpha \cos \psi}{\sqrt{(\delta + \cos \alpha \cos \psi)^2 + \sin^2 \alpha \cos^2 \psi}} d\psi + \int_0^{\pi/2} \frac{\delta - \cos \alpha \cos \psi}{\sqrt{(\delta - \cos \alpha \cos \psi)^2 + \sin^2 \alpha \cos^2 \psi}} d\psi \right],$$

где $\delta = V_{cr} / V_{тр} = \frac{r}{1 - \frac{M}{R_2} \sin \alpha}$ (r_m - радиус вытяжного ребра матрицы); ψ - фазовый угол.

Степень снижения сил трения на тороидальном участке будет равна

$$\eta_r = \frac{F_r - F_{yr}}{F_r}.$$

Расчетные данные, представленные на рис. 6, показывают характер изменения степени снижения сил трения на вытяжном ребре матрицы в зависимости от угла охвата.

Из сравнения кривых, показанных на рис. 3 и на рис. 6, видно, что степень снижения сил трения при одинаковых условиях больше на участке плоского фланца. Следовательно, значительного снижения сил трения можно ожидать, когда направ-

ление вектора колебательной скорости совпадает с направлением действия сил трения или близко к нему. Это положение подтверждается экспериментальными данными, приведенными в [3].

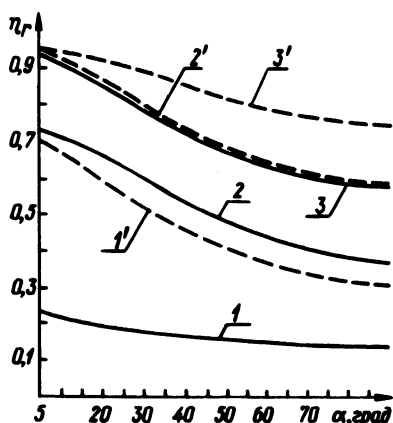


Рис. 6. Зависимость степени снижения сил трения на вытяжном ребре матрицы от угла охвата; 1, 2, 3 — $V_0 = 200$ мм/с.; 1', 2', 3' — $V_0 = 100$ мм/с.; 1, 1' — $\xi_0 = 0,005$ мм, 2, 2' — $\xi_0 = 0,005$ мм, 3, 3' — $\xi_0 = 0,010$.

Таким образом, теоретический анализ влияния УЗК на контактное трение показывает, что наложение радиальных ультразвуковых колебаний на матрицу позволяет значительно снизить "вредные" силы трения, возникающие между матрицей и заготовкой в процессе вытяжки, и тем самым интенсифицировать процесс. Степень снижения сил трения определяется скоростным режимом вытяжки, направлением введения УЗК в зону контакта и амплитудно-частотными характеристиками колебательного движения. Проведенные расчеты показывают, что при оптимальных скоростных режимах вытяжки степень снижения сил трения может достигать от 30 до 95% при изменении амплитуды колебаний от 0,002 до 0,010 мм.

Л и т е р а т у р а

- Северденко В.П., Пашенко В.С., Кособуцкий Б.С. Листовая штамповка с ультразвуком. Минск, 1975.
- Werkleu I.I. Vibration - assisted forming - the commercial Breakthrough at last? - "Machinery and Production Engineering", 1975, 127, N3276.
- Möllers I., Fisher F. Reibungskraft Kann um 90% vermindert werden. Über der Einflub von - "Ultraschale - Rohre", 1975, 16, N11.
- Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность. Минск, 1976.
- Алексеев Ю.Н. Вопросы пластичного течения металлов.

Харьков, 1958. 6. Северденко В.П., Резников Ю.Н. Влияние ультразвуковых колебаний различной направленности на процесс влочения металлов. — В кн.: Пластичность и обработка металлов давлением. Минск, 1966.

УДК 621.785.019

Ф.Г. Ловшенко, канд. техн. наук,
В.Г. Высоцкий

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ СТАЛЕЙ

Целью данной работы явилось исследование влияния отпуска на механические свойства сталей, полученных методом порошковой металлургии с последующей цементацией и закалкой.

Исследование проведено на железе и сплаве системы "железо-молибден-сера", полученными путем прессования порошков ПЖ2М2 и дисульфида молибдена. Содержание молибдена в сплаве составляло 0,7%, серы — 0,46%. Плотность материалов равнялась 80 и 90%. Цементация проводилась при 1000°С в течение 6 ч в бондюжском карбюризаторе при соотношении свежего и отработанного — 1:3, причем спекание совмещалось с науглераживанием. Температура нагрева под закалку составляла 800°С; в качестве охлаждающей среды для железа являлась вода, для сплава — масло. Влияние температуры отпуска на механические свойства представлено в табл. 1. Продолжительность отпуска 2 ч.

Характерной особенностью термической обработки пористых сталей является то, что непосредственно после закалки они имеют прочность значительно ниже исходной, полученной после цементации. С увеличением отпуска прочность резко повышается, достигая своего максимума при 300°С. При этом по сравнению с исходной она увеличивается примерно в 2,0 раза, а с прочностью после закалки — в 3,0 раза.

Существование максимума прочности при 300°С можно объяснить действием по меньшей мере двух причин. С одной стороны, фазовые превращения, протекающие при отпуске, должны приводить к снижению прочности, которое становится особенно заметным выше 250–300°С. С другой стороны, снятие термических напряжений, а также напряжений, вызванных фазовым превращением аустенита в мартенсит, приводит к некото-

Таблица 1. Влияние температуры отпуска на свойства спеченных сталей плотностью 80%

Температура отпуска, °C	Механические свойства					
	железа			сплава		
	σ_B , кг/мм ²	a_H , кгм/см ²	HRC	σ_B , кг/мм ²	a_H , кгм/см ²	HRC
0	16,3	0,26	42	15,2	0,20	43
150	28,8	0,30	38	29,8	0,23	36
200	41,0	0,40	32	34,0	0,33	34
250	44,0	0,50	24	37,0	0,36	29
300	46,0	0,45	18	39,5	0,27	25
400	36,9	0,56	11	29,7	0,35	20
600	24,9	0,56	2	24,4	0,40	3
без термической обработки	24,0	0,58	-	23,8	0,42	-

рому увеличению пластичности материала, что снижает его чувствительность к наличию концентраторов напряжений и косвенно оказывает положительное влияние на прочность. При отпуске до 300°C большее влияние имеет второй фактор, выше 300°C - первый. Как и следовало ожидать, механические характеристики, нечувствительные к наличию концентраторов напряжений (предел прочности на сжатие и твердость) с увеличением температуры отпуска монотонно уменьшаются. Влияние отпуска до 500°C на ударную вязкость спеченных сталей примерно такое же, как и для компактных. В случае спеченных сталей при температурах, примерно равных 300°C имеет место наличие отпускной хрупкости первого рода. Однако относительное снижение ударной вязкости по сравнению с таковым у компактных сталей значительно ниже и с практической точки зрения им можно пренебречь. Зависимость механических свойств цементованного и закаленного сплава системы "железо-молибден-сера" от температуры отпуска подобна описанной выше для железа. Таким образом проведенное исследование по влиянию отпуска на механические свойства спеченных сталей позволяет сделать однозначный вывод о необходимости и важности этого вида термической обработки. Отпуск следует рас-

смагивать как один из эффективных методов повышения надежности изделий из спеченных сталей, причем значение его в этом случае значительно выше, чем для компактных сталей. Оптимальная температура отпуска 200–300°C. Отпуск можно не проводить только в том случае, когда единственным требованием, предъявляемым к изделию, является высокая твердость.

УДК 621.785:669.15

В.М. Пиколо, канд. техн. наук,
Ю.С. Ольшевский

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ СКОРОСТНОГО НАГРЕВА И ГЛУБОКОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Целью настоящей работы является исследование структурных превращений и возможностей упрочнения стали Р6М5 под действием кратковременного светового импульса лазера. Лазерная обработка экспериментальных образцов из стали Р6М5 и готового инструмента (сверла ϕ 5,0) проводилась импульсами в $1,8 \times 10^{-8}$ с с энергией 5...7 Дж.

Измерения показали, что диаметр единичных упрочненных зон составляет 1–2 мм. Образование кратера не наблюдается, хотя зона воздействия луча имеет характерный рельеф с высотой отдельных микронеровностей 10–15 мкм. Металлографический анализ показал, что глубина зоны измененной структуры составляет 0,7–0,9 мм. Непосредственно у облученной поверхности расположен слаботравящийся слой толщиной 300–400 мкм с микротвердостью 900–1200 кгс/мм². Он имеет мартенсито-аустенитную структуру с заметно меньшим, чем в матрице стали содержанием карбидной фазы. Под первым слоем расположен второй, структура которого весьма неоднородна по глубине. Наряду с крупными равноосными зернами, соответствующими троостомартенситовой структуре, отмечаются участки аустенита, причем главным образом в верхней части слоя.

В результате произведенных испытаний партии упрочненных сверл (ϕ 5,0) установлены некоторые особенности их износа. Практически не отмечается элементов выкрашивания режущего лезвия, а микрорезание и пластическая деформация проявляется в значительно меньшей степени, чем на серийном инструменте.

Благоприятное изменение характера износа режущего инструмента наблюдается и в случае применения криогенной об-

работки. Следует отметить, что в настоящей работе глубокое охлаждение применялось как для обработки готового и покупного инструмента, так и в качестве одной из стадий процесса термообработки.

Комплекс производственных испытаний, проведенных на Хмельницком заводе тракторных агрегатов, показал, что применение криогенной обработки позволяет повысить стойкость большой номенклатуры сверл, фрез, метчиков и плашек в 1,5 – 2 раза; накатников и отрезных резцов в 2–4 раза; разверток в 1,5–4 раза. В последнем случае эффект повышения стойкости определяется схемой применения низкотемпературной обработки. Она, как установлено, должна проводиться непосредственно после закалки, причем при определенных для разных типов разверток параметрах отпуска. Следует отметить, что в этом случае в стали Р6М5 металлографически проявляются изменения, связанные, очевидно, с образованием характерной мартенсито-аустенитной структуры.

УДК 621.785.533

В.П. Крюков, К.С. Будровский

ПОЛУЧЕНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОБМАЗОК

В результате проведенной работы в условиях Минского тракторного завода им. В.И. Ленина совместно с Белорусским политехническим институтом были предложены составы для борирования в обмазках на основе карбида бора, обладающие свойствами защитных покрытий, – диффузионно-активные защитные обмазки (ДАЗО).

Получение диффузионных покрытий может осуществляться в обмазках трех типов: стеклообразных, каркасных, комбинированных. В основе каждого из них лежит определенный механизм насыщения, а также схема защиты от окисления, насыщаемого изделия и активных составляющих обмазки.

Стеклообразные обмазки в условиях насыщения представляют собой среды, в которых диффузионно-активные компоненты распределены в жидкой стеклообразной массе. Защита от окисления обеспечивается изоляцией насыщаемой поверхности и компонентов обмазки от окружающей среды стеклообразной массой и зависит от ее вязкости.

Примером стеклообразной обмазки может служить состав (в вес.%) B_4C-48 ; $Na_2B_4O_7-32$; SiO_2-20 ; $NaF-5$ (сверх 100%).

В каркасных обмазках составляющие компоненты зафиксированы жестким, недеформируемым при нагреве каркасом. Окисление карбида бора и спекание состава на глубину около 1 мм, а также присутствие легкоплавких составляющих обеспечивает защиту от окисления по типу плавкого затвора. Основную роль в образовании и доставке к поверхности насыщения активных атомов играет газовая фаза, находящаяся в порах каркаса.

Приведем формулу каркасной обмазки (в вес.%):
 B_4C-60 ; Fe_2O_3-25 ; B_2O_3-5 ; $Al-10$; $NaF-5$ (сверх 100%).

Комбинированные обмазки - двухслойные, состоящие из насыщающей среды, непосредственно прилегающей к поверхности насыщаемого изделия и защитного покрытия. В данном типе ДАЗО в качестве насыщающей среды могут применяться известные порошкообразные среды, в качестве защитного покрытия - окисные системы (стекла, керамика), а также системы на основе карбида бора.

В процессе насыщения из обмазок на штамповых сталях образуются двухфазные борированные слои с микротвердостью до 2000 кгс/мм².

Разработанные составы ДАЗО успешно применяются на Минском тракторном заводе для диффузионного упрочнения горячештамповочного инструмента.

УДК 669.24:620.183:24

Ю.П. Ощепков, канд. техн. наук,
Н.В. Ощепкова, О.В. Ячменева

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПГ-СР МЕТОДОМ ТЕПЛООВОГО ТРАВЛЕНИЯ

В работе для выявления и разделения трудно диагностируемых фаз при микроструктурном анализе износостойких покрытий сплава ПГ-СР4-ОМ применено тепловое (цветное) [1] травление. Шлифы, приготовленные по принятой для твердых сплавов методике, тщательно промывали, обезжировали и погружали в третник, либо устанавливали в муфельную печь при температурах 400...600°C. Время теплового травления составляло 5-20 мин.

После теплового травления на шлiffe возникает яркий оптический контраст между фазовыми составляющими сплавов. Как показало сопоставление разных фаз, интенсивнее окисляются и окрашиваются те фазы, у которых энергия активации отрыва ионов меньше, а коэффициент диффузии элементов больше. Поэтому ранее остальных фаз начинает окисляться твердый никелевый раствор. Уже при 400–450°С и при выдержке 10 мин наблюдается яркий интерференционный цвет окисной пленки на этой фазе. Бориды никеля окисляются слабее. Карбиды хрома являются самой стойкой фазой сплава и остаются светлыми при температурах 600–650°С и выдержке 20 мин. При этом режиме борид хрома имеет соломенно-желтый цвет, борид никеля – ярко-зеленый. Произведя тепловое травление шлифов при температуре 500°С и выдержке от 5 до 25 мин, наблюдается последовательное изменение цвета твердого γ -раствора. Разные участки дендритов окисляются с различной скоростью. На границах вблизи избыточных боридов окраска этой фазы имеет густо-синий цвет, в то время как на центральных участках ветвей дендритов она остается светло-голубой, либо зеленоватой. Это объясняется ликвацией твердого γ -раствора по сечению дендритов. Химическое травление, как менее избирательное, не позволяет ее выявить.

Скорость окисления и состав окисной пленки при тепловом травлении зависят от способа нанесения покрытия. Как показал микроанализ, в структуре износостойких покрытий ПГ-СР4-ОМ, нанесенных методом термодиффузионного припекания, выявляется фаза сиреневого цвета в виде мелких зерен неправильной формы. Это свидетельствует о том, что в гранулах порошка начался распад пересыщенного твердого γ -раствора с одновременным укрупнением фазовых составляющих. Распаду γ -раствора сопутствуют процессы флюсования с образованием шлака, который на шлифах просматривается в виде отдельных глобул, либо тонких прослоек темно-коричневого цвета.

При более высоких температурах формирования покрытия, например при индукционной или газопламенной наплавке, псевдоэвтектическая структура гранул переходит в типичную литую. Твердый γ -раствор при тепловом травлении приобретает синий цвет, на фоне которого четко выделяются остальные фазы. Окраска фаз весьма интенсивна, без полутонов.

При перегреве твердый γ -раствор приобретает коричневый оттенок, бориды никеля – голубой, бориды хрома – фиолетовый, карбиды остаются светлыми.

Применение теплового травления при металлографическом анализе самофлюсующихся твердых сплавов ПГ-СР имеет преимущества по сравнению с химическим травлением. Возникающий яркий цветовой контраст позволяет производить более точную идентификацию фаз в особенности трудно диагностируемых и выявить ликвидацию дендритов твердого γ -раствора.

Л и т е р а т у р а

1. Киселева С.А., Файвилевич Г.А. Цветная металлография. М., 1960.

УДК 621.785.52.062

Ю.Н. Пресман, канд. техн. наук

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

Исследования выполнены на технически чистом титане ВТ1 и сплаве ВТ31. При изучении структуры фазового и химического состава диффузионных покрытий использовались металлографический, дюрметрический, спектральный, рентгеноструктурный, а также локальный микрорентгеноспектральный методы анализа.

Используя представленные технологические схемы и учитывая имеющиеся в литературе сведения о свойствах диффузионных покрытий на титановых сплавах, были разработаны насыщающие смеси, обеспечивающие получение одно- и многокомпонентных покрытий, а также исследованы кинетические закономерности роста последних, их фазовый состав и свойства.

При однокомпонентном насыщении были исследованы следующие процессы химико-термической обработки: алитирование, борирование и силицирование.

Разработаны следующие составы для однокомпонентного насыщения: алитирование $(45\% \text{TiO}_2 + 55\% \text{Al}) + 2\% \text{NH}_4 \text{Cl}$; борирование $[55\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 45\% (50\% \text{B}_2\text{O}_3 + 50\% \text{Ti})] + 2\% \text{NaF}$; силицирование $(30\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 70\% \text{SiO}_2) + 2\% \text{NaF}$.

Диффузионные слои при алитировании состояли из алюминидов титана Ti_3Al с концентрацией алюминия 24–26 вес.%, под которым расположен слой твердого раствора алюминия в α -титане. Н₂О 670–700 (на поверхности). Была измерена пикнометрическая плотность диффузионных покрытий. Плотность

алитированного сплава ВТЗ-1 больше табличных данных. Это, вероятно, можно объяснить тем, что в результате поверхностного насыщения образуются соединения, легированные элементами, входящие в состав сплава; эти соединения и приводят к резкому увеличению плотности.

Удельное электросопротивление находится в области табличных данных, что подтверждает правильность определения фазового состава алитированного слоя.

После проведения процесса борирования на поверхности сплава ВТ1 образуется диффузионный слой, состоящий из боридов TiB и TiB_2 , под которыми расположена темная переходная зона повышенной травимости. Эта зона представляет собой α -твердый раствор бора в титане с $H100-2500-2700$.

Диффузионные силицированные слои, формирующиеся в алюмотермических смесях на сплаве ВТ1, состоят из двух основных зон: силицидной (Ti_5Si_3) с $H100-1000-1200$ и зоны α -твердого раствора кремния в титане с включениями $TiSi_2$.

Борирование и силицирование дает меньшую плотность слоя по сравнению с табличными данными для соединения TiB_2 и Ti_5Si_3 (3,4 и 2,5 г/см³ табличные данные 4,3 и 4,2 г/см³).

Для анализа работоспособности однокомпонентных покрытий рассчитывался модуль упругости поверхностного слоя.

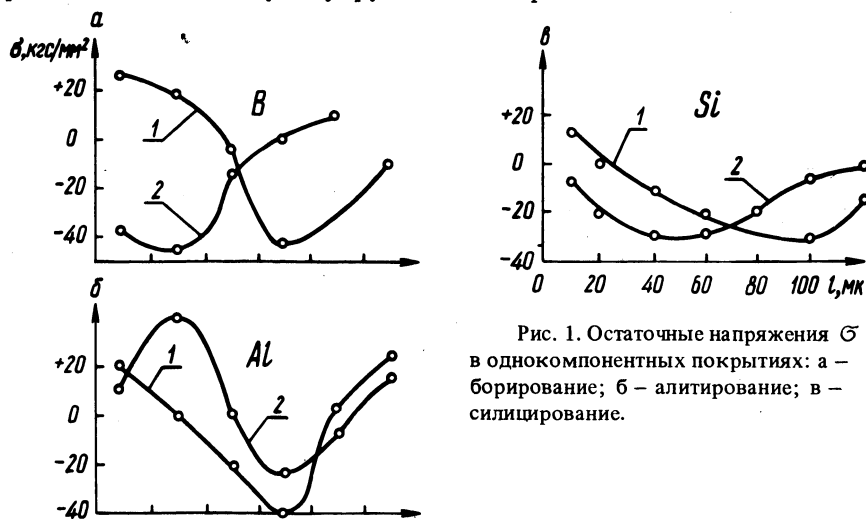


Рис. 1. Остаточные напряжения σ в однокомпонентных покрытиях: а - борирование; б - алитирование; в - силицирование.

Установлено, что борирование повышает модуль упругости титана в 2-3 раза, а алитирование и силицирование на 30-50%.

Полученные значения модулей упругости и их распределение по глубине диффузионного слоя были использованы при расчете остаточных напряжений (рис. 1).

Изучение свойств указанных однокомпонентных покрытий, полученных при насыщении в порошковых смесях выбранного состава показало: 1) силицирование повышает жаростойкость сплавов ВТ1 и ВТ3-1 в 10 раз, алитирование в 2-10 раз; 2) износостойкость сплавов ВТ1 и ВТ3-1 при испытании в условиях после борирования увеличилась в 8 и 10 раз соответственно.

УДК 621.771:620.186

Н.В. Беляева, И.И. Герасимчик

ОСОБЕННОСТИ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

В данной работе ставилась задача исследовать структуру и поведение волокнистого композиционного материала У8А - сталь 10 при кратковременных нагревах и поперечно-клиновой прокатке.

Образцы изготавливались сваркой взрывом в форме стержней длиной 140 мм и диаметром 23 мм. Диаметр армирующей проволоки равнялся 0,8 мм с объемным содержанием в матрице 22%. После сварки для залечивания отдельных непроваров материал подвергался проковке при температуре 1100°С.

Прокатка проводилась с усилием 600 кгс и скоростью 8 м/мин. Угол наклона боковой грани клина α составлял 30°. Обжатие при прокатке - 1,32, а средняя степень деформации - 42%. Испытания на растяжение проводились на прокатанных заготовках. Предел прочности материала в зоне прокатки составил 68...70 кгс/мм².

Показатель напряженно-деформированного состояния на оси стержня рассчитывался по формуле [1]:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{1,4 + 0,04\alpha}{\delta^8} - \frac{4}{\alpha} - 0,2,$$

где σ - гидростатическое давление; T - интенсивность касательных напряжений; δ - степень обжатия.

Так как $\frac{\sigma}{T} = -0,051$, считаем, что на оси стержня показатель напряженно-деформированного состояния близок к напряженно-деформированному состоянию при кручении.

Измерения размеров волокон до деформации и после нее по диаметру образца позволили рассчитать накопленную деформацию сдвига по формуле [2] :

$$\Lambda = 2 \sqrt{(\ln a_1/a_0)^2 + \ln(a_1/a_0) \ln(b/a_0) + (\ln b/a_0)^2},$$

где a - диаметр волокна до деформации; a_1 , b - больший и меньший диаметры деформированного волокна.

Расчеты по формуле показали, что накопленная деформация сдвига Λ уменьшается от центра образца к поверхности. Так, если вблизи центра стержня Λ составляла 2,51, то у поверхности образца ее значение равнялось 1,76, т.е. уменьшение составило 43%.

Металлографическими исследованиями структуры стержня не обнаружено расслоений, трещин и непроваров, как в материале матрицы, так и в зоне соединения волокна с матрицей. Структура стержня после проковки состоит из перлитных зерен волокна, переходной зоны и феррита с незначительным количеством перлитных участков матрицы. Особенностью структуры является наличие в переходной зоне тонкой оболочки феррита, окружающей волокна. Отмечается также неоднородность в размерах зерен. В волокнах - крупнозернистое строение перлита, а в переходной зоне зерна и перлита и феррита имеют мелкозернистое строение.

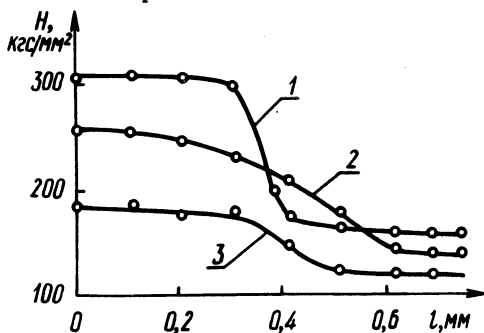


Рис. 1. График распределения микротвердости между волокном и матрицей: 1 - исходное состояние; 2 - нагрев 950°C; 30 мин и поперечно-клиновое прокатка; 3 - нагрев 950°C 30 мин.

Нагрев перед прокаткой до 950°C в течение 30 мин сопровождается перекристаллизацией структуры и существенным изменением размеров зерна в отдельных зонах. Зерна волокон приобрели мелкозернистое строение, а зерно матрицы увеличилось в размерах. Различный размер зерна волокна и матрицы объясняется наследственностью.

Прокатка вызывает упрочнение как волокна, так и матрицы, что подтверждается измерением микротвердости, которое при-

ведено на рис. 1. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Помимо измельчения зерна и уменьшения резкости перехода от волокна к матрице горячая прокатка приводит к более равномерному распределению углерода от волокна к матрице рис. 2. Однако неоднородности строения по размеру зерна и распределению углерода в волокнистом материале сохраняется.

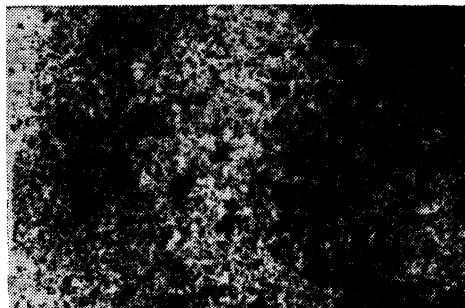


Рис. 2. Микроструктура армированного стержня после прокатки X 50.

В данной работе неоднородное распределение по углероду было заранее предусмотрено, а путем нагревов и деформаций изменялась степень неоднородности.

Таким образом, новый волокнистый материал принципиально отличается по своему строению и свойствам от конструкционных с аналогичным химическим составом.

Л и т е р а т у р а

1. Андреев Г.В. и др. Поперечно-клиноватая прокатка, Минск, 1974.
2. Колмогоров В.Л. и др. Пластичность и разрушение. М., 1977.

СОДЕРЖАНИЕ

Прокопов И.П. К процессу нагрева упрочняющих волокон композиционной отливки	3
Вейник А.И. Интенсификация зонной плавки	6
Вейник А.И., Марков Г.В. Комплексное определение термофизических свойств литейных металлов и сплавов	9
Зарецкий Л.Ш., Иванов В.В., Ровкач В.Р. Некоторые вопросы многократного надува песчаных форм и стержней.	11
Зарецкий Л.Ш., Ровкач В.Р. Повышение качества и эффективности литья поршневых колец из чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ)	12
Алехнович В.Н. Установка для исследования процесса электронной плавки поверхностного слоя стального изделия	14
Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Смеситель непрерывного действия	16
Тутов В.И., Гринберг В.А., Сенькин Н.А., Столярова Г.И., Земсков И.В. Технологические особенности непрерывного литья с использованием разовых стержней.	18
Краевой В.И. Особенности структурообразования чугунов, легированных медью	20
Бельский Е.И. Технологические пути повышения стойкости инструмента из быстрорежущих сталей.	23
Дмитрович А.М., Мыльников Н.Д. Новое в фотоколориметрическом методе определения фосфора в кварцевых песках.	25
Земсков И.В., Гринберг В.А. Исследование тепловых условий процесса литья сепараторов подшипников.	26
Логинов И.З., Бабицкий Л.А. Влияние скорости частиц порошка на шероховатость поверхности матриц, получаемых плазменным напылением	28
Дмитрович А.М., Дудецкий Б.Ф., Скворцов В.А. Использование методов математического планирования эксперимента для определения состава и режимов изготовления коксового брикета	30
Милов А.М., Дудецкий Б.Ф., Швайштейн М.З. Исследование свойств коксового брикета	32
Бабицкий Л.А., Игнатик И.К., Голиков Б.С., Логинов И.З. Технология изготовления двухслойных матриц, рабочий слой которых получен плазменным напылением	34
Крутилин А.Н., Демченко Е.Б. Непрерывное литье полых заготовок из антифрикционного чугуна	35
Кравченко Е.В., Тюхай Г.Г. Изучение процесса затвердевания металла в условиях вынужденной конвекции	37
Жмакин Н.П., Есьман Р.И., Драченов В.Ф. Теплофизические особенности местного охлаждения кокилей	39
Лосюк Ю.А., Калинин А.С. Управление формированием структуры заготовки, полученной литьем намораживанием	41
Жмакин Н.П., Лосюк Ю.А., Никитин А.В., Калинин А.С. Анализ теплового режима системы "расплав—корка—кристаллизатор".	43
Волкова Н.Е., Гафо Ю.Н., Волков Ю.А. Приближенный расчет процесса получения многослойных литейных форм из порошковых материалов	46

Г у р в и ч Э.А., Е с ь м а н Р.И. Управление процессом теплообмена при литье в кокиль	48
Ш и т о в Е.И., С л у ц к и й А.Г., Б л и н к о в О.Н. Исследование износостойкости ванадиевых чугунов	51
М а р т ы н ю к М.Н., С л у ц к и й А.Г. Оптимизация процесса микролегирования низкокремнистого серого чугуна	53
Л е д я н Ю.П., Д о р о ш к е в и ч Н.А. Влияние поверхностно-активных веществ на коррозионную активность оборотной воды	55
Б е л ы й О.А., В о л о с е н к о в В.Е., Ч е п ы ж о в Б.А., Ц е д р и к И.Ф., Д о р о ж к о С.В. Применение губчатого железа при плавке высоколегированных хромоникелевых сталей	58
Г а л у ш к о А.М., Н е м е н е н о к Б.М. О возможности улучшения свойств электротермического слюмина	59
Н е м е н е н о к Б.М., К о с т ь к е в и ч Э.Л., М а р к а р о в Ю.В., О ч е р е т я н ы й В.С., М у р а ш к и н А.Л.С., Д о в н а р Г.В. Процесс плавки сплава АЛ4 с использованием в шихте вторичного чушкового сплава АК9	62
К у л а г а Н.Е., Л е к а х С.Н., М и щ е н к о Ю.В., Ф е д о с о в В.А., У ш а к о в А.Н. Исследование аэродинамики узла отбора ваграночных газов	65
Ф и л и п о в и ч А.П., К о р о л е в а А.М., Ф е д о с о в В.А. Влияние технологических факторов на пылегазовыделение при плавке чугуна в вагранке	68
К о р о л е в В.М., Л е к а х С.Н., Б е л ы й О.А., М а л и н и н а Р.Д., Ж у к о в а М.П., М е р з л е к о в А.В. Влияние металлизированных окатышей на содержание микропримесей в чугуне	71
Ш и т о в Е.И., М а р т ы н ю к М.Н., Б о н д а р е в М.М. Применение метода симплекс-планирования для определения оптимального соотношения серы и марганца в чугуне повышенной износостойкости	74
К о р о л е в В.М., Б о н д а р е в М.М., Д у й н о в В.М. Модификатор для сфероидизации графита в чугунах промышленного состава	77
Т у т о в В.И., С к о т а р е н к о В.С. Исследование процесса непрерывного горизонтального литья чугуна	79
К о р о л е в а А.М. Контроль оборотной воды в системах мокрого пылеулавливания ваграночных газов	81
В и н о к у р о в В.К. Изучение износостойкости бронзовых заготовок, получаемых непрерывным литьем	83
С т е п а н е н к о А.В., Х а н Д ы к К и м, Л о г а ч е в М.В., З а п о р о ж ч е н к о В.С. Влияние радиальных колебаний на процесс волочения стальных труб	85
П о н к р а т и н Е.И. Об изменении размеров профилей при прессовании	89
Б е л ы й А.В. О кинетике процессов упрочнения при трении	91
К л у б о в и ч В.В., Р у б а н и к В.В., Ж и д к е в и ч В.И. Определение тягового усилия при волочении ферромагнитных материалов	94
К р а с н е в с к и й С.М., Щ у к и н В.Я. Исследование малоциклового разрушения	96
А л и ф а н о в А.В., З а х а р е в и ч Л.В. Повышение стойкости инструмента для холодного обратного выдавливания	98
П а п с т е л Ю.В. Исследование упрочняемости материала по методу поверхностей откликов	100
Р у д е н о к Е.Н. Акустическая эмиссия и масштабный фактор при непрерывном контроле деформации металлов	103
Д м и т р о в и ч Д.И., К а л и н о в с к а я Т.В., К о з л о в а Р.В. Контактные напряжения при сдвиге по поверхности полупространства	104

Роман О.В., Вербицкий Е.И. , Заяш О.В. Высокоскоростное формование полостей в спеченных заготовках.	107
Булах В.Н., Добровольский И.Г., Курцман В.Ш. Вакуумная штампа-камера.	110
Степаненко А.В., Чайка В.А., Логачев М.В. Влияние температуры на прилипание стекла к металлу пресс-формы в процессе его прессования.	112
Барановский М.А., Дьяконов О.М. Методика экспериментального исследования кинематических параметров процесса высокоскоростного выдавливания полостей.	114
Добровольский И.Г., Шаповалов В.И., Щелканов В.Г. Получение гибких колес волновых передач методом ротационного выдавливания.	117
Барановский М.А., Качанов И.В. Регистрация силы трения в контейнере при высокоскоростном прессовании.	120
Ложечников Е.Б., Шедко Г.В. Особенности расчета рабочей клетки прокатного стана.	122
Пашенко В.С., Любимов В.И. Исследование влияния неравномерности зазора на качество среза при ультразвуковой вырубке фольги.	126
Хандык Ким, Верещагин М.Н. Влияние ультразвуковых колебаний на качество поверхности изделий при гидроэкструзии металлов.	128
Рашков Н., Павлова Б. Диффузионное ванадирование стали в сочетании с цементацией.	131
Витязь П.А., Хусид Б.М., Насыбулин А.Х. Перераспределение элементов в многокомпонентных сплавах при изотермическом отжиге.	132
Ляхович Л.С., Хусид Б.М. Ограничных условиях на внешней поверхности при диффузионном насыщении сплавов.	135
Кухарев Б.С., Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И. Особенности формирования карбидных покрытий при использовании эффекта жидкометаллической фазы.	141
Краснер М.С., Пучков Э.П. Термическая обработка нитроцементованных сталей 5ХЗВЗМФС и 4Х5МФС.	144
Туров Ю.В., Сурков В.В. К вопросу получения высших боридов железа при диффузионном насыщении.	147
Ляхович Л.С., Крукевич М.Г. Новое в технологии твердофазного борирования.	149
Панич Г.Г. Исследование периодов кристаллических решеток соединений в диффузионных слоях.	151
Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И., Кухарев Б.С. Химико-термическая обработка сталей и сплавов с металлическими подложками.	154
Шинкевич А.Н., Чурик М.Н. Структуры поверхностнолегированных слоев отливок из медных сплавов.	156
Поляков Б.З., Пикман А.А. Некоторые особенности формирования цементованного слоя при затвердевании отливки.	158
Борисенок Г.В., Иваницкий Н.И., Громов Ю.Н. Износостойкость твердосплавного режущего инструмента с карбидным покрытием.	160
Траймак Н.С., Бельский Е.И. Повышение свойств литой штамповой стали путем оптимального легирования.	162
Понкратин Е.И., Суходрев Э.Ш. К вопросу об оптимизации состава инструментальной стали для прессового инструмента, подвергаемого азотированию.	164
Лихачев С.А., Траймак Н.С. Влияние поверхностных концентраторов на характер разрушения в процессе термоциклирования.	166

С и т к е в и ч М.В. Особенности износного разрушения диффузионно-упрочненных горячештамповых сталей	167
С и т к е в и ч М.В., Р о г о в В.А. Влияние структуры углеродистых сталей на износостойкость	169
С е в е р д е н к о В.П. , П а щ е н к о В.С., В а р а в и н В.А. Анализ влияния радиальных ультразвуковых колебаний на контактное трение при вытяжке	170
Л о в ш е н к о Ф.Г., В ы с о ц к и й В.Г. Влияние термической обработки на механические свойства спеченных сталей	177
П и к у л о В.М., О л ь ш е в с к и й Ю.С. Использование методов скоростного нагрева и глубокого охлаждения для повышения стойкости режущего инструмента .	179
К р ю к о в В.П., Б у д р о в с к и й К.С. Получение диффузионных покрытий из технологических обзамок	180
О щ е п к о в Ю.П., О щ е п к о в а Н.В., Я ч м е н е в а О.В. Изучение структуры самофлюсующихся твердых сплавов ПГ-СР методом теплового травления	181
П р е с м а н Ю.Н. Химико-термическая обработка титана и его сплавов	183
Б е л я е в а Н.В., Г е р а с и м ч и к И.И. Особенности поперечно-клиновой прокатки композиционного материала	185

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 13

Редактор *Г.В. Вагабова*

Худож. редактор *А.Г. Звонарев*

Техн. редактор *Г.А. Лакишич*

Мл. редактор *И.В. Бирюкова*

Корректоры *Л.А. Ворончук, З.Б. Боборыко*

График *Н.В. Журавлева*

Операторы *М.К. Борисова, П.Я. Фридман*

ИБ 701

Подписано в печать 10.11.78. АТ 05062. Формат 60x90 1/16. Бумага офсет. Офсет. печать. Усл.-печ. л. 13. Уч.-изд. л. 11,51. Изд. № 78-75. Зак. 5068. Тираж 450 экз. Цена 1руб. 80 коп.

Издательство "Вышэйшая школа" Государственного комитета Белорусской ССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. Редакция межведомственных сборников и заказной литературы. 220048. Минск, Парковая магистраль, 11.

Типография "Победа" Государственного комитета Белорусской ССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли. Молодечно, Привокзальный пер., 11.

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.746.6

К процессу нагрева упрочняющих волокон композиционной отливки. П р о к о -
п о в И.П. "Металлургия", 1979, вы. 13, с. 3–5.

Решена задача процесса прогрева цилиндрических упрочняющих волокон композиционной отливки в условиях изменяющейся температуры расплава матричного материала. Получены соотношения для определения температуры системы волокна–матрица. – Библ. 2.

УДК 530.1:621.745

Интенсификация зонной плавки. В е й н и к А.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 6–8.

Тепло Пельтье пропорционально силе тока в первой степени, Джоуля-во второй, а линейного термоэлектрического эффекта – в третьей. Зонная плавка интенсифицируется третьим эффектом, который при больших силах тока существенно превышает два других и может быть использован также для компенсации джоулевых потерь в линиях электропередачи, в холодильных, отопительных, нагревательных и иных устройствах. – Ил. 1. Библ. 3.

УДК 537.32:621.74

Комплексное определение термофизических свойств литейных металлов и сплавов. В е й н и к А.И., М а р к о в Г.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 9–11.

Излагается комплексный метод определения термофизических и термоэлектрических свойств литейных металлов и сплавов на одном и том же образце. Исследованы зависимости коэффициента теплопроводности, интегральной излучательной способности и коэффициента Томсона от температуры и силы тока для Армико-железа. – Ил. 3. Библ. 4.

УДК 621.743.5

Некоторые вопросы многократного надува песчаных форм и стержней. З а р е ц к и й Л.Ш., И в а н о в В.В., Р о в к а ч В.Р. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 11–12.

Исследовано влияние некоторых технологических факторов на массу порций при многоимпульсном надуве. Определены условия повышения стабильности массы порций.

УДК 621.746.42

Повышение качества и эффективности литья поршневых колец из чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ). З а р е ц к и й Л.Ш., Р о в к а ч В.Р. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 12–14.

Исследованы литниковые системы для получения поршневых колец. Разработана бесприблывная литниковая система для колец из высокопрочного чугуна.

УДК 621.365:537.533

Установка для исследования процесса электронной плавки поверхностного слоя стального изделия. А л е х н о в и ч В.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 14–16.

Приводится описание установки для изучения процесса плавки металла в вакууме электронным пучком, удаления неметаллических включений из расплава с целью повышения его механических свойств. – Ил. 1.

УДК 621.742.08

Смеситель непрерывного действия. Л е д я н Ю.П., К у к у й Д.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 16–18.

Приведена конструкция смесителя непрерывного действия, позволяющего обрабатывать компоненты холоднотвердеющих смесей электрическим полем непосредственно в процессе смешивания, что значительно повышает физико-химические свойства готовых смесей. – Ил. 1.

УДК 621.746

Технологические особенности непрерывного литья с использованием разовых стержней. Т у т о в В.И., Г р и н б е р г В.А., С е н ь к и н Н.А., С то л я р о в а Г.И., З е м с к о в И.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 18–20.

Рассмотрены некоторые особенности технологии при непрерывном литье с песчаным стержнем. Приведены рекомендации относительно выбора параметров литья, конструкции кристаллизатора, литниковой системы.

УДК 669.15–196.5

Особенности структурообразования чугунов, легированных медью. К р а е в о й В.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 20–22.

Приведены данные о влиянии меди на графитизацию малокремнистых чугунов различной степени эвтектичности. Медь обнаруживает стабилизирующее действие на графитизацию чугунов при концентрациях, превышающих ее растворимость в жидком состоянии. Существование области несмешиваемости делает жидкость более склонной к переохлаждению, что затрудняет образование графитной эвтектики и облегчает кристаллизацию ледебурита. – Табл. 1.

УДК 669.14.018.252.5

Технологические пути повышения стойкости инструмента из быстрорежущих сталей. Б е л ь с к и й Е.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 23–24.

Рассмотрены возможности повышения стойкости инструментальной оснастки из быстрорежущих сталей за счет совершенствования технологии производства материала и последующих операций изготовления самого инструмента. Исследованы возможности оптимизации режимов термической обработки, а также улучшения обрабатываемости материала заготовки.

УДК 621.744.3

Новое в фотоколориметрическом методе определения фосфора в кварцевых песках. Д м и т р о в и ч А.М., М ы л ь н и к о в а Н.Д. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 25–26.

Предлагается фотоколориметрический метод определения содержания фосфора в высокофосфористых песках, являющихся отходами химических комбинатов, производящих фосфорные удобрения. Метод основан на образовании желтой фосфорномолибденовой кислоты с последующим восстановлением молибдена до пятивалентного состояния.

УДК 621.746.047

Исследование тепловых условий процесса литья сепараторов подшипников. З е м с к о в И.В., Г р и н б е р г В.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 26–28.

Экспериментально исследуются тепловые условия при литье фасонных отливок методом выливания незатвердевшего остатка на примере литья латунных отливок сепараторов. Приводится температурное поле системы отливка–форма–охлаждающая вода, что дает полное представление об особенностях происходящих тепловых процессов и создает необходимые предпосылки для теоретического расчета.

УДК 621.74.073

Влияние скорости частиц порошка на шероховатость поверхности матриц, получаемых плазменным напылением. Л о г и н о в И.З., Б а б и ц к и й Л.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 28–29.

Приведены результаты исследований влияния скорости частиц порошка на шероховатость поверхности матриц. – Ил. 1.

УДК 621.745.3

Использование методов математического планирования эксперимента для определения состава и режимов изготовления коксового брикета. Д м и т р о в и ч А.М., Д у д е ц к и й Б.Ф., С к в о р ц о в В.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 30–32.

Описаны преимущества математических методов планирования экспериментов, приведены методы, использованные в работе для нахождения статистически наиболее значимого свойства брикета, отсеивания наименее влияющих факторов, оптимизации свойств брикета. Приведены состав и режим изготовления брикета. – Табл. 1.

УДК 621.745.3

Исследование свойств коксового брикета. М и л о в А.М., Д у д е ц к и й Б.Ф., Ш в а й ш т е й н М.З. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 32–34.

Обоснован выбор газохроматографического метода для изучения поверхностных характеристик коксового брикета. Описаны опыты по изучению влияния содержания

жидкого стекла в брикете и усилия прессования на величину его активной поверхности. Подтверждены зависимости между характеристиками брикета, его составом и режимом прессования. — Ил. 1.

УДК 621.74.073

Технология изготовления двухслойных матриц, рабочий слой которых получен плазменным напылением. Б а б и ц к и й Л.А., И г н а т и к И.К., Г о л и к о в Б. С., Л о г и н о в И.З. "Металлургия", №1979, вып.13, с.34–35.

Рассмотрены некоторые вопросы технологии получения двухслойных матриц.

УДК 621.746

Непрерывное литье полых заготовок из антифрикционного чугуна . К р у т и л и н А.Н., Д е м ч е н к о Е.Б. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.35–37.

Приведены результаты экспериментов по определению принципиальной возможности осуществления процесса непрерывного литья из антифрикционного чугуна АСЧ-2.

УДК 621.746.6

Изучение процесса затвердевания металла в условиях вынужденной конвекции. К р а в ч е н к о Е.В., Т ю х а й Г.Г. "Металлургия", 1979, вып.13, с.37–38.

Анализируется влияние относительного движения расплава и затвердевающей корки, рассматривается механизм затвердевания металла в условиях вынужденной конвекции. — Ил.1.

УДК 621.746.6

Теплофизические особенности местного охлаждения кокилей. Ж м а к и н Н.П., Е с ь м а н Р.И., Д р а ч е н о в В.Ф. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.39–40.

Экспериментально изучены температурные поля отливки и кокиля конечных размеров. Установлена величина зоны местного охлаждения кокиля при охлаждении его внешней поверхности различными теплоносителями. — Ил. 1.

УДК 621.746.6

Управление формированием структуры заготовки, полученной литьем намораживанием. Л о с ю к Ю.А., К а л и н и ч е н к о А.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.41–42.

Экспериментально определено влияние технологических параметров процесса и модифицирования на структуру плоской алюминиевой заготовки. — Ил. 1. Библ. 4.

УДК 621.746.6

Анализ теплового режима системы "раслав–корка–кристаллизатор". Ж м а к и н Н.П., Л о с ю к Ю.А., Н и к и т и н А.В., К а л и н и ч е н к о А.С. "Металлургия", 1979, вып.13, с.43–45.

Приводится инженерный метод расчета скорости литья и характера формирования поверхности заготовки, образованной фронтом кристаллизации в пределах изменения чисел Фурье от 0 до 3. – Библ. 2.

УДК 621.746.6

Приближенный расчет процесса получения многослойных литейных форм из порошковых материалов. В о л к о в а Н.Е., Г а ф о Ю.Н., В о л к о в Ю.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 46–48.

Предложен приближенный метод расчета толщины слоев многослойной литейной формы из порошковых материалов в зависимости от температурно-временных условий и теплофизических свойств оснастки и порошка.

УДК 621.746.6

Управление процессом теплообмена при литье в кокиль. Г у р в и ч Э.А., Е с ь м а н Р.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.48–50.

Представлены результаты экспериментальных исследований деформаций кокиля, газового зазора между отливкой и металлической формой, теплового режима отливки и формы в зависимости от конструктивных и технологических параметров. Указаны пути управления процессом теплообмена при литье в кокиль. – Ил. 3.

УДК 621.745.57–776

Исследование износостойкости ванадиевых чугунов. Ш и т о в Е.И., С л у ц к и й А.Г., Б л и н к о в О.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 51–52.

Проведено исследование влияния скорости скольжения на износостойкость ванадиевого чугуна. Показано, что ванадий существенно повышает износостойкость серого чугуна при низких скоростях скольжения, что связано с окислительными процессами на поверхностях трения с различной степенью окисления легированной и нелегированной металлической матрицы. – Ил. 1.

УДК 621.745.57–776

Оптимизация процесса микролегирования низкокремнистого серого чугуна. М а р т ы н ю к М.Н., С л у ц к и й А.Г. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 53–55.

Проведено исследование процесса микролегирования на свойства низкокремнистого серого чугуна. Методом математического планирования найден оптимальный состав комплексной лигатуры. – Ил. 1. Табл. 1.

УДК 622.613.5:621.745.34

Влияние поверхностно-активных веществ на коррозионную активность оборотной воды. Л е д я н Ю.П., Д о р о ш к е в и ч Н.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.55–57.

Приведены результаты исследований коррозионной активности оборотной воды, используемой в системах мокрой очистки ваграночных газов. Установлено, что вве-

дение в обратную воду поверхностно-активных веществ значительно снижает скорость коррозии. Активация растворов поверхностно-активных веществ электрическими полями увеличивает их антикоррозионные свойства. — Ил. 2.

УДК 669.18 (088.8)

Применение губчатого железа при плавке высоколегированных хромоникелевых сталей. Б е л ы й О.А., В о л о с е н к о в В.Е., Ч е п ы ж о в Б.А., Ц е д р и к И.Ф., Д о р о ж к о С.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 58—59.

Исследован процесс выплавки хромоникелевых сталей с использованием в шихте металлизированного железорудного сырья. Установлено, что качество отливок, выплавленных с использованием металлизированного сырья, улучшается, сокращается период плавки стали. — Табл. 1.

УДК 621.74.043:669.715

О возможности улучшения свойств электротермического силумина. Г а л у ш к о А.М., Н е м е н е н о к Б.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 59—62.

Приводятся результаты исследования механических свойств и газосодержания силуминов различных способов производства. Установлено, что микролегирование расплава электротермического силумина натрием, литием и калием, а также медью, цинком, иттрием увеличивает пластичность на 70—90%, что позволяет использовать этот сплав для получения качественных отливок. — Табл. 2.

УДК 621.74.043:669.715

Процесс плавки сплава АЛ4 с использованием в шихте вторичного чушкового сплава АК9. Н е м е н е н о к Б.М., К о с т ю к е в и ч Э.Л., М а р к а р о в Ю.В., О ч е р е т ы н ы й В.С., М у р а ш к и н а Л.С., Д о в н а р Г.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 62—64.

Исследуется возможность увеличения в шихте до 20% вторичного чушкового сплава АК9 при плавке сплава АЛ4. Установлено, что обработка расплава серой и повышенным количеством гексахлорэтана позволяет получать высококачественное литье. — Табл. 2.

УДК 621.745.57—776

Исследование аэродинамики узла отбора ваграночных газов. К у л а г а Н.Е., Л е к а х С.Н., М и щ е н к о Ю.В., Ф е д о с о в В.А., У ш а к о в А.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 65—68.

Проведено исследование аэродинамических свойств шихтовых материалов при ваграночной плавке. Получены уравнения, на основании которых можно рассчитывать технологические параметры, обеспечивающие нормальную работу узла отбора ваграночных газов, действующего по принципу "шихтовой пробки". Показана возможность снижения затрат на очистку ваграночных газов и уменьшения абсолютного количества вредных выбросов при использовании узла отбора на вагранках открытого типа. — Табл. 2. Библи. 1.

УДК 621.745.57–776

Влияние технологических факторов на пылегазовыделение при плавке чугуна в вагранке. Ф и л и п о в и ч А.П., К о р о л е в а А.М., Ф е д о с о в В.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 68–71.

Исследовано влияние состава шихты на пылегазовые выбросы вагранки при плавке чугуна.

Показано, что использование в составе шихты металлизированных окатышей и брикетов на основе окатышей и углеродосодержащего компонента, оказывает существенное влияние на количество выбросов и состав газов. – Табл. 3.

УДК 669.18.72:621.365.21

Влияние металлизированных окатышей на содержание микропримесей в чугуне. К о р о л е в В.М., Л е к а х С.Н., Б е л ы й О.А., М а л и н и н а Р.Д., Ж у к о в а М.П., М е р з л е к о в А.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 71–74.

Исследовалось влияние металлизированных окатышей на содержание микропримесей и неметаллических включений в ваграночном чугуне. – Табл. 3. Библ. 3.

УДК 621.745.57–776

Применение метода симплекс-планирования для определения оптимального соотношения серы и марганца в чугуне повышенной износостойкости. Ш и т о в Е.И., М а р т ы н ю к М.Н., Б о н д а р е в М.М.. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 74–77.

Методом симплекс-планирования установлено, что наивысшей износостойкостью обладают синтетические безмарганцовистые чугуны, содержащие 0,2–0,25%S. – Ил. 1. Табл. 1. Библ. 2.

УДК 669.131.7.001.5

Модификатор для сфероидизации графита в чугунах промышленного состава. К о р о л е в В.М., Б о н д а р е в М.М., Д у й н о в В.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 77–78.

Приведены результаты исследования по определению оптимального состава комплексного модификатора на основе силикокальция. С помощью метода математического планирования эксперимента установлен состав модификатора для получения качественных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. – Табл. 1.

УДК 621.746

Исследование процесса непрерывного горизонтального литья чугуна. Т у т о в В.И., С к о т а р е н к о В.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 79–81.

Изложена методика и результаты экспериментального исследования процесса горизонтального непрерывного литья чугуна. Приведены данные о температурном режиме процесса. Изложены сведения по оптимальным скоростям и режимам литья заготовок различного сечения. – Табл. 1.

УДК 621.745.3

Контроль оборотной воды в системах мокрого пылеулавливания ваграночных газов. К о р о л е в а А.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.81–82.

Приведено исследование влияния ваграночных газов на износостойкость мокрого пылеуловителя. Указано, что нейтрализация воды бака-отстойника существенно повышает долговечность установки мокрой пылеочистки и водооборота. – Табл. 1.

УДК 621.74.047

Изучение износостойкости бронзовых заготовок, получаемых непрерывным литьем. В и н о к у р о в В.К. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 83–84.

Приведены результаты экспериментального исследования износостойкости бронзовых заготовок, получаемых непрерывным литьем. Показано, что с использованием метода количественной металлографии может быть определена достаточно точно износостойкость литых бронзовых заготовок без проведения длительных натурных испытаний. – Ил. 1.

УДК 621.774.37

Влияние радиальных колебаний на процесс волочения стальных труб. С т е п а н е н к о А.В., Х а н Д ы к К и м, Л о г а ч е в М.В., З а п о р о ж ч е н к о В.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 85–89.

Приведено описание волновода радиальных колебаний для волочения труб диаметром 40–45 мм. Исследована зависимость эффективности действия ультразвука при безоправочном и оправочном волочении стальных труб от амплитуды колебаний волоки и скорости волочения. – Ил. 1. Библ. 4.

УДК 621.777–423

Об изменении размеров профилей при прессовании. П о н к р а т и н Е.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 89–91.

Испытывали матрицы, подвергнутые цементации, борированию, азотированию и предварительному азотированию. Материал матриц – сталь 3Х2В8Ф и опытная сталь с добавками Al и Ti. Лучшие результаты получены на опытной стали, подвергнутой азотированию. Размеры профилей в этом случае выходят за пределы поля допуска после 15 прессовок, вместо 6 прессовок при использовании матриц, не подвергаемых диффузионному упрочнению. – Ил.1.

УДК 621.891

О кинетике процессов упрочнения при трении. Б е л ы й А.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 91–93.

На основе анализа пластической деформации при сдвиге по пятну касания рассматривается ход упрочнения поверхностных слоев при трении в связи с некоторыми характеристиками их структуры. – Ил. 1. Библ. 5.

УДК 621.778.014

Определение тягового усилия при волочении ферромагнитных материалов. К л у - б о в и ч В.В., Р у б а н и к В.В., Ж и д к е в и ч В.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 94–95.

Описана установка для измерения изменения магнитных характеристик материалов в зависимости от величины статической нагрузки. Получены корреляционные зависимости магнитных характеристик от статического напряжения. Изложен магнитный метод измерения усилия при волочении проволоки из ферромагнитных материалов. – Ил. 1.

УДК 621.7.011

Исследование малоциклового разрушения. К р а с н е в с к и й С.М., Щ у к и н В.Я. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 96–97.

Исследовалась предельная пластичность ряда металлов и сплавов при циклическом знакопеременном деформировании. Определен коэффициент Коффина–Мэнсона для ряда металлов. – Табл. 1. Библ. 2.

УДК 621.7.016.3

Повышение стойкости инструмента для холодного обратного выдавливания. А л и ф а н о в А.В., З а х а р е в и ч Л.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.98–99.

Исследован характер течения металла при холодном обратном выдавливании в зависимости от коэффициента пластического трения. Показано, что изменая конфигурацию формообразующих поверхностей инструмента с целью приближения к очертаниям очага деформации, можно значительно уменьшить усилие деформирования, повысить стойкость инструмента и улучшить качество полученных изделий. – Табл. 1.

УДК 621.787.4

Исследование упругости материала по методу поверхностей откликов. П а п с т е л Ю.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 100–102.

Исследуется зависимость изменения механических свойств металла в зависимости от исходного состояния и степени деформации. Для этого используется методика планирования эксперимента. В результате получены зависимости, дающие достаточно высокую точность и применяемые для любой схемы деформирования. – Табл. 1.

УДК 620.17

Акустическая эмиссия и масштабный фактор при непрерывном контроле деформации металлов. Р у д е н о к Е.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.103–104.

Исследовалось влияние геометрических размеров образцов на генерацию сигналов акустической эмиссии в материале при его статической деформации на растяжение.

В результате исследований было обнаружено, что с увеличением геометрических размеров образцов амплитуда излучения для обоих материалов уменьшается, однако масштабный фактор не влияет на установление закономерностей пластической деформации материалов.

УДК 621.891

Контактные напряжения при сдвиге по поверхности полупространства. Д м и т р о в и ч Д.И., К а л и н о в с к а я Т.В., К о з л о в а Р.В. "Металлургия", 1979, вып.13, с. 104–107.

Рассматривается задача нагружения площадки полупространства равномерной сдвигающей нагрузкой, ее решение, полученное на основе использования метода Буссинеска и ее моделирование поляризационно-оптическим методом. Показано, что при нагружении полупространства касательной силой возникает опрокидывающий момент и другие особенности напряженно-деформированного состояния. – Ил. 1. Табл. 1. Библ. 1.

УДК 621.762.043

Высокоскоростное формование полостей в спеченных заготовках. Р о м а н О.В., В е р б и ц к и й Е.И., З а я ш О.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с.107–110.

Описана установка высокоскоростного деформирования с устройствами для регистрации кинематических и силовых параметров процесса деформации. Представлены результаты экспериментального исследования силовых параметров процесса внедрения плоского пуансона в спеченные заготовки. – Ил. 2.

УДК 621.981.073

Вакуумная штамп-камера. Б у л а х В.Н., Д о б р о в о л ь с к и й И.Г., К у р ц м а н В.Ш. "Металлургия", вып. 13, с. 110–112.

Приведена конструкция вакуумного штампа-камеры для деформирования тугоплавких и порошковых материалов в вакууме и контролируемой среде при различных режимах и схемах нагружения. – Ил. 1.

УДК 621.771

Влияние температуры на прилипание стекла к металлу пресс-формы в процессе его прессования. С т е п а н е н к о А.В., Ч а й к а В.А., Л о г а ч е в М.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 112–114.

Исследован процесс адгезии, возникающей при прессовании стекла в зависимости от температуры пресс-формы, когда время контакта "стекло–металл" не превышало 20 с.

Установлено, что при температуре до 550⁰С адгезии на исследованной паре материалов не наблюдается. При температуре выше 550⁰С адгезия усиливается пропорционально росту температуры. – Ил. 1.

УДК 531.781.2

Методика экспериментального исследования кинематических параметров процесса высокоскоростного выдавливания полостей. Барановский М.А., Дьяконов О.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 114–117.

Изложена методика, с помощью которой можно исследовать кинематику перемещения инструмента и пластической области в процессе закрытого высокоскоростного выдавливания полостей. Методика основана на совмещении построения диаграммы "путь–время" для инструмента и визиопластического метода. Описано устройство экспериментального штампа для проведения исследования и указаны наименования средств и безынерционной аппаратуры, позволяющих с высокой степенью точности регистрировать различные параметры процесса. – Ил. 2.

УДК 621.983.44

Получение гибких колес волновых передач методом ротационного выдавливания. Добровольский И.Г., Шаповалов В.И., Щелканов В.Г. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 117–119.

Приведено сравнение возможных методов получения заготовки гибкого колеса волнового редуктора. Показано, что сочетание механической обработки заготовки из трубы с последующим ее ротационным выдавливанием обеспечивает высокие эксплуатационные качества гибкого колеса.

УДК 621.777.001

Регистрация силы трения в контейнере при высокоскоростном прессовании. Барановский М.А., Качанов И.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 120–122.

Изложена методика регистрации силы трения в контейнере для процесса прессования, протекающего со скоростями деформирования (80...150) м/с, а также показана схема регистрации начальной и текущей скоростей пуансона.

Анализ опытных данных указывает на волновой характер распространения пластической деформации в образце в стадии распрессовки в контейнере. На преодоление силы трения в контейнере затрачивается (7–11) % общего запаса энергии пуансона. – Ил. 2. Библ. 2.

УДК 621.771

Особенности расчета рабочей клетки прокатного стана. Ложечников Е.Б., Шедко Г.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 122–126.

Рассмотрены особенности конструкции рабочей клетки стана для прокатки порошков, содержащей зубчатые передачи. Предложена методика проектного расчета зубчатой передачи, обеспечивающая выбор оптимальных, с точки зрения прочности, размеров валов и шестерен и наибольшее уменьшение передаваемого шпинделями стана крутящего момента. – Ил. 1. Табл. 4.

УДК 621.961

Исследование влияния неравномерности зазора на качество среза при ультразвуковой вырубке фольги. П а щ е н к о В.С., Л ю б и м о в В.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 126–128.

Показано, что при вырубке латунной фольги толщиной 0,05 мм с продольными ультразвуковыми колебаниями пуансона неравномерность зазора и притупление режущих кромок пуансона не влияют на качество деталей. – Ил. 2. Табл. 1. Библ. 3.

УДК 532.13:621.77

Влияние ультразвуковых колебаний на качество поверхности изделий при гидроэкструзии металлов. К и м Х а н Д ы к, В е р е щ а г и н М.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 128–130.

Приведены результаты исследования качества поверхности прутков после гидроэкструзии с наложением УЗК и без наложения колебаний. Показано, что радиальные колебания сохраняют или несколько улучшают шероховатость поверхности по сравнению с гидроэкструзией без наложения колебаний. Ввод продольных УЗК в очаг деформации значительно повышает качество поверхности готовых изделий, а также устраняет скачкообразный механизм истечения металлов. – Ил. 2.

УДК 621.785.5:669.15–194.3

Диффузионное ванадирование стали в сочетании с цементацией. Р а ш к о в Н., П а в л о в А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 131–132.

Исследовано влияние процессов ванадирования с предварительной и последующей цементацией образцов конструкционной стали 12ХНЗА и железа армо на глубину ванадированного слоя при оптимальном составе смеси и температуре процесса 1100⁰. Результаты подтверждены исследованиями структуры и состава диффузионных слоев с помощью электронного микроскопа. – Ил. 1. Библ. 3.

УДК 669.71:539.219.3

Перераспределение элементов в многокомпонентных сплавах при изотермическом отжиге. В и т я з ь П.А., Х у с и д Б.М., Н а с ы б у л и н А.Х. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 132–135.

Работа посвящена исследованию диффузионного перераспределения элементов при гомогенизационном отжиге пространственно неоднородных многокомпонентных систем. С помощью численного метода решения систем параболических уравнений проведены расчеты и проанализированы закономерности диффузии в системе Fe–Cr–Ni–C. – Ил. 1. Библ. 3.

УДК 539.219.3

О граничных условиях на внешней поверхности при диффузионном насыщении сплавов. Л я х о в и ч Л.С., Х у с и д Б.М. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 135–141.

Рассмотрены граничные условия на внешней поверхности изделия при диффузионном насыщении сплавов. Исходя из термодинамики неравновесных процессов определены условия применимости граничного условия третьего рода

$$-\sum_{j=1}^k \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{c}_j}{\partial x} \Big|_{x=0} = \sum_{j=1}^k V_{ij} (\bar{c}_j^0 - \bar{c}_j \Big|_{x=0}) \quad (1)$$

для описания массопередачи на внешней поверхности изделия при многокомпонентном насыщении. Показано, что недиагональные коэффициенты V_{ij} учитывают взаимное влияние насыщающих компонентов на химические потенциалы друг друга.

Приведено решение одномерной задачи диффузионного насыщения $(k + 1)$ - компонентного сплава с граничным условием (1) – Библ. 5.

УДК 621.785.51.062.5

Особенности формирования карбидных покрытий при использовании эффекта жидкометаллической фазы. К у х а р е в Б.С., В о р о ш н и н Л.Г., П а н т е л е е н к о Ф.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 141–144.

Представлены результаты исследования особенностей формирования карбидных диффузионных слоев на основе хрома при реализации эффекта жидкометаллической фазы в предварительно нанесенном на упрочняемое изделие цинковом покрытии, установлен факт интенсификации процессов карбидообразования. Исследована износо-, жаро- и коррозионная стойкость сталей с получаемыми защитными слоями.

УДК 621.785.52

Термическая обработка нитроцементованных сталей 5ХЗВЗМФС и 4Х5МФС. К р а с н е р М.С., П у ч к о в Э.П. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 144–146.

Приведены данные по влиянию температуры закалки и режима отпуска на поверхностную твердость нитроцементованных сталей 5ХЗВЗМФС и 4Х5МФС. Показано, что оптимальная температура закалки 920⁰С. Максимальный эффект вторичной твердости наблюдается при двухкратном отпуске при 550–575⁰С. – Ил. 1.

УДК 621.785.53

К вопросу получения высших боридов железа при диффузионном насыщении. Т у р о в Ю.В., С у р к о в В.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 147–148.

Предпринята попытка получения высших боридов FeB_x в процессе диффузионного насыщения. Показано, что создание условий, затрудняющих диффузионное "рассасывание" слоя (борирование тонкого слоя железа, гальванически осажденного на медь), приводит к получению высшего борида FeB_x. Делается предположение, что $x > 2$. – Ил. 1. Библ. 1.

УДК 621.785.53

Новос в технологии твердофазного борирования. Л я х о в и ч Л.С., К р у к о в и ч М.Г. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 149–151.

Приведены результаты твердофазного борирования без использования плавкого затвора из порошковых и гранулированных смесей. Показана перспективность последних и их технологические преимущества. Экспериментально определен наиболее приемлемый размер частиц гранулята равный 0,5–1,0 мм, и проведен анализ механизма образования насыщающих атомов. – Табл. 1.

УДК 669.017:539.219.3:620.186.8

Исследование периодов кристаллических решеток соединений в диффузионных слоях. П а н и ч Г.Г. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 151–153.

Исследовано влияние условий насыщения на изменение параметров кристаллических решеток химических соединений, образующихся при химико-термической обработке, по глубине диффузионного слоя. Показано, что по глубине слоя параметры ячейки не изменяются, независимо от кристаллохимических характеристик фазы; это связано с механизмом роста слоя типа соединения. – Табл. 1.

УДК 621.785.51.062.5

Химико-термическая обработка сталей и сплавов с металлическими подложками. В о р о ш н и н Л.Г., П а н т е л е е н к о Ф.И., К у х а р е в Б.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 154–156.

На основе имеющихся литературных данных, а также собственных исследований авторов показано, что применение предварительных металлических подложек и последующая химико-термическая обработка позволяют решать ряд задач: интенсифицировать процессы химико-термической обработки, получать защитные покрытия специального назначения, осуществлять местную защиту изделий от образования диффузионных слоев и т.д.

УДК 669.131.6:621.746.5

Структуры поверхностнолегированных слоев отливок из медных сплавов. Ш и н - к е в и ч А.Н., Ч у р и к М.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 156–158.

Установлены условия образования упрочненных слоев на отливках из меди и медных сплавов, изучены структуры поверхностнолегированных слоев, определены микротвердости структурных составляющих.

УДК 621.785.51.062.5

Некоторые особенности формирования цементированного слоя при затвердевании отливки. П о л я к о в Б.З., П и к м а н А.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 158–160.

В соответствии с диаграммой Fe–Fe₃C рассмотрены схемы образования цементированного слоя при затвердевании и охлаждении отливки из стали 20Л. Показано, что в этих условиях цементированный слой может иметь обычное строение, а также содержать белый и серый чугуны. – Ил. 1.

УДК 621.785.53:539.375

Износостойкость твердосплавного режущего инструмента с карбидным покрытием. Б о р и с е н о к Г.В., И в а н и ц к и й Н.И., Г р о м о в Ю.Н. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 160–162.

Исследована износостойкость неперетачиваемых твердосплавных режущих пластин из сплава Т15К6 с карбидным покрытием. Для получения сравнительных данных для одной и той же пластинки проводили точение двумя гранями без покрытия и тремя гранями с покрытием из карбида титана. Установлено, что износостойкость твердосплавных пластин с карбидным покрытием в 2–3 раза выше, чем износостойкость этих же пластин без покрытия. – Табл. 1.

УДК 669.14.018

Повышение свойств литой штамповой стали путем оптимального легирования. Т р а й м а к Н.С., Б е л ь с к и й Е.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 162–163.

Исследовано влияние легирующих элементов на ударную вязкость и разгаростойкость литой стали. Показано, что существенно увеличивает эти показатели молибден. Отмечена положительная роль микролегирования РЗМ.

УДК 669.14.018.25:621.785.532

К вопросу об оптимизации состава инструментальной стали для пресевого инструмента, подвергаемого азотированию. П о н к р а т и н Е.И., С у х о д р е в Э.Ш. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 164–165.

Методом математического планирования предложена оптимизация состава стали 5ХЗВЗМФС с учетом последующего азотирования инструмента. Теплостойкость азотированного слоя опытных сталей повышена до 1116 кгс/мм^2 , по сравнению с $860\text{--}870 \text{ кгс/мм}^2$ у сталей 5ХЗВЗМФС и 3Х2В8Ф (по результатам измерения микротвердости после выдержки при 640°C , 4 ч). – Библ. 2.

УДК 669.15.018

Влияние поверхностных концентраторов на характер разрушения в процессе термоциклирования. Л и х а ч е в а С.А., Т р а й м а к Н.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 166–167.

На основании исследования термоусталостного разрушения литых сталей проведен анализ влияния дефектов литой структуры на разгаростойкость. В работе также изучено влияние искусственных макроконцентраторов на характер разрушения.

УДК 669.268

Особенности износного разрушения диффузионно-упрочненных горячештамповых сталей. С и т к е в и ч М.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 167–169.

Проведены исследования износного разрушения диффузионных покрытий на основе металлоподобных соединений (борирование, хромирование) и гетерогенной сме-

си пластичных фаз и твердых металлоподобных соединений (бороалюминирование, азотирование, цементация). Предложена схема последовательного износного разрушения диффузионных слоев различных структурных типов.

УДК 669.14.018.9

Влияние структуры углеродистых сталей на износостойкость. С и т к е в и ч М.В., Р о г о в В.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 169–170.

Рассматривается взаимосвязь структур сталей 20, 45, У8, У10, У13, обеспечиваемой различными режимами термической обработки, с износостойкостью в условиях сухого трения скольжения. Проведено исследование изменения свойств приконтактных слоев в процессе износных испытаний. Установлен характер влияния химического состава и термической обработки на износостойкость.

УДК 621.96.048

Анализ влияния радиальных ультразвуковых колебаний на контактное трение при вытяжке. (С е в е р д е н к о В.П.), П а щ е н к о В.С., В а р а в и н В.А. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 170–177.

Проведен теоретический анализ влияния радиальных ультразвуковых колебаний на контактное трение между заготовкой и колеблющимся инструментом в процессе вытяжки. – Ил. 6. Библ. 6.

УДК 621.785.019

Влияние термической обработки на механические свойства спеченных сталей. Л о в ш е н к о Ф.Г., В ы с о ц к и й В.Г. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 177–179.

Рассмотрено влияние отпуска на механические свойства спеченных сталей системы "железо–молибден–сера" с содержанием 0,7% Мо и 0,46% S с плотностью 80 и 90%.

Результаты исследования позволяют сделать однозначный вывод о необходимости и важности проведения отпуска спеченных материалов. – Табл. 1.

УДК 621.785:669.15

Использование методов скоростного нагрева и глубокого охлаждения для повышения стойкости режущего инструмента. П и к у л о В.М., О л ь ш е в с к и й Ю.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 179–180.

Исследованы структурные изменения в поверхностных слоях стали Р6М5, подвергнутой кратковременным температурным воздействиям за счет лазерного облучения и глубокого охлаждения в жидком азоте. Показано благоприятное влияние аустенито-мартенситной структуры на характер износа и стойкость режущего инструмента.

УДК 621.785.533

Получение диффузионных покрытий из технологических обмазок. К р ю к о в В.П., Б у д р о в с к и й К.С. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 180–181.

Представлены данные по борированию штамповых сталей из диффузионно-активных защитных обмазок. Дано описание агрегатного состояния трех типов обмазок для диффузионного насыщения в условиях высокотемпературного нагрева. Показано, что защитные свойства ДАЗО обусловлены стеклообразным состоянием некоторых компонентов обмазки. В зависимости от агрегатного состояния процесс насыщения протекает по жидкостному, либо газовому механизму.

УДК 669.24:620.183:24

Изучение структуры самофлюсующихся твердых сплавов ПГ-СР методом теплового травления. О щ е п к о в Ю.П., О щ е п к о в а Н.В., Я ч м е н е в а О.В. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 181–183.

Приводятся результаты исследования микроструктуры сплавов типа ПГ-СР с применением теплового травления при температурах 400–600⁰С и времени 5–20 минут. Тепловое травление позволило произвести разделение трудно диагностируемых фаз в твердых сплавах и выявить ликвацию твердого γ -раствора по сечению ветвей дендритов. – Библ.1.

УДК 621.785.52.062

Химико-термическая обработка титана и его сплавов. П р е с м а н Ю.Н. "Металлургия", 1979, вып.13, с. 183–185.

Обобщены результаты по исследованию возможности применения к титану нового способа поверхностного упрочнения, разработанного на кафедре МИТОМ БПИ. – Ил.1.

УДК 621.771:620.186

Особенности поперечно-клиновой прокатки композиционного материала. Б е л я е в а Н.В., Г е р а с и м ч и к И.И. "Металлургия", 1979, вып. 13, с. 185–187.

Исследовалось поведение и особенности структуры пруткового волокнистого композиционного материала У8А – сталь 10, полученного сваркой взрывом и деформированного поперечно-клиновой прокаткой. – Ил. 2. Библ. 2.