

Министерство высшего и среднего специального образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного
Знамени политехнический институт

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК

ВЫПУСК 20

Минск
"Вышэйшая школа"
1986

Главный редактор
Л.С.Ляхович, доктор технических наук

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

Ответственный за выпуск Е.И. Бельский

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

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

М 2601000000 – 041 151–86
M304 (05) –86

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.785.5

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

ВЛИЯНИЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ КИСЛОТ РАЗЛИЧНЫХ КОНЦЕНТРАЦИЙ. НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ДИФфуЗИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ *

В работе представлены результаты исследования влияния неорганических кислот (серной, соляной и азотной) различных концентраций на коррозионную стойкость предварительно никелированной стали У8, подвергнутой химико-термической обработке в насыщающих средах на основе хрома:

Таблица 1

Номер п.п.	Состав насыщающей среды (массовая доля, %)
1	$49 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 37,5\text{Cr}_2\text{O}_3 + 12,5\text{Al} + 1\text{NH}_4\text{Cl}$
2	$48 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 7,5\text{Al} + 34\text{Cr}_2\text{O}_3 + 8,5\text{KaCu} + 1\text{NH}_4\text{Cl} + 1\text{KBF}_4$
3	$48\text{Al}_2\text{O}_3 + 7,5\text{Al} + 34\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2,12\text{MoO}_3 + 6,38\text{KaCu} + 1\text{NH}_4\text{Cl} + 1\text{KBF}_4$

Диффузионная обработка осуществлялась при 900°C в течение 4 ч.

Испытания проводились гравиметрическим методом в водных растворах серной, соляной и азотной кислот в течение 75–270 ч (рис. 1).

Для подтверждения результатов с помощью потенциостата марки П-5848 были измерены стационарные потенциалы покрытий до и после испытаний.

Полученные данные свидетельствуют о том, что корреляционной связи между концентрациями агрессивных сред и коррозионной стойкостью исследуемых материалов не наблюдается. Результаты испытаний, полученные гравиметрическим методом, согласуются с данными измерения стационарных потенциалов: чем больше различие между начальным и конечным значениями потенциала, тем ниже коррозионная стойкость. На основании исследований для работы в водных растворах неорганических кислот можно рекомендовать предварительно никелированную сталь У8, подвергнутую химико-термической обработке в порошковых средах на основе хрома, кремния и молибдена.

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

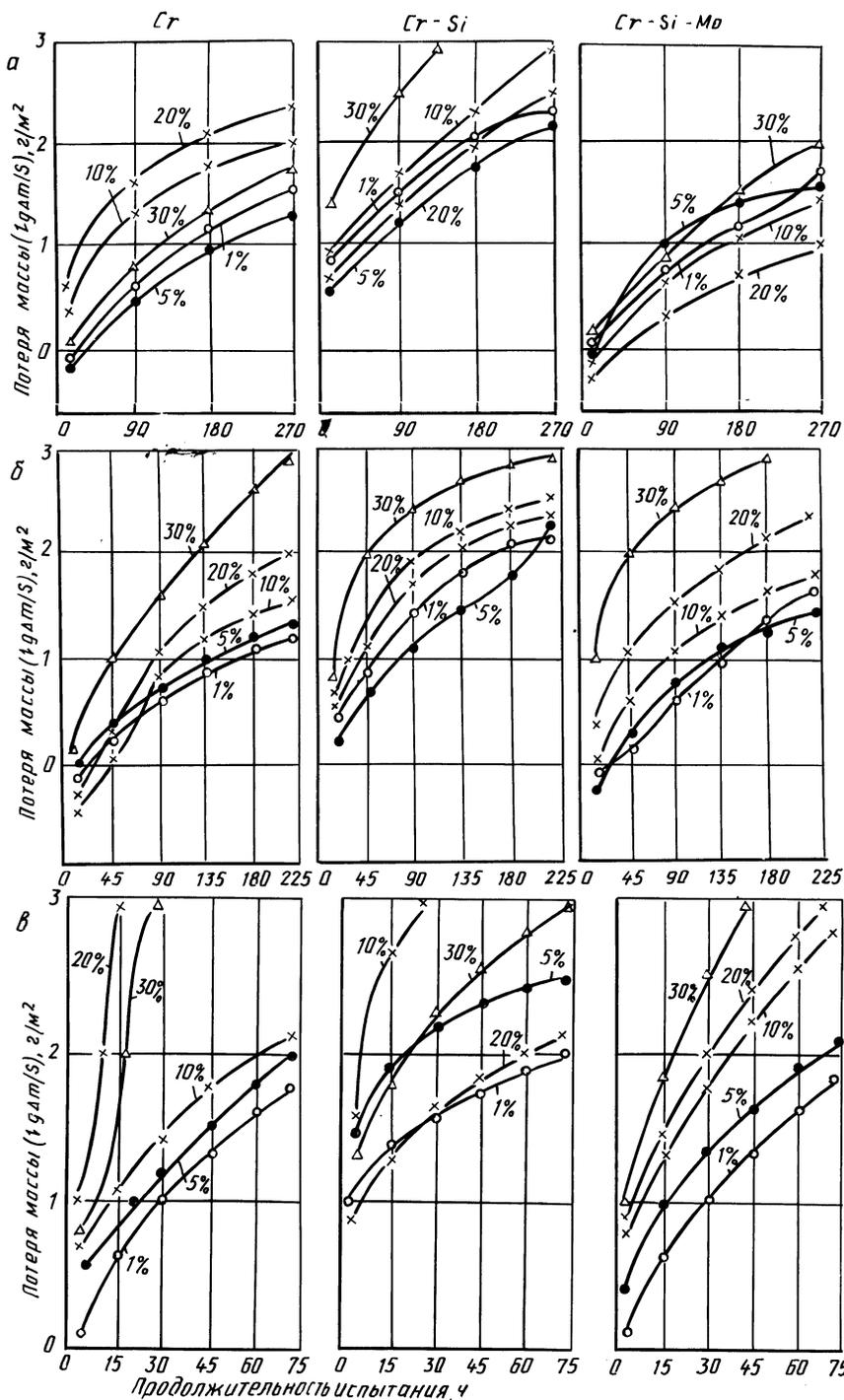


Рис. 1. Влияние кислот различных концентраций на коррозионную стойкость предварительно никелированной стали У8, подвергнутой диффузионной обработке:
 а - H₂SO₄; б - HCl; в - HNO₃

**КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА
МАРКИ ИЧХ28Н2 В АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ**

Исследовали антикоррозионные свойства чугуна марки ИЧХ28Н2 в кислых и основных средах с целью совершенствования его состава. Дополнительное легирование осуществляли Mn, Al, Ni, Si, W, V, Mo и Cu. В качестве исходного базового сплава использовали чугун, содержащий (массовая доля) 3,9 % C; 0,85 % Si; 25 % Cr; 2 % Ni; 1,1 % Mn и по 0,05 % S и P.

Заготовки переплавляли в силитовой печи, в расплав вводили легирующие элементы, металл заливали в песчано-масляные формы и получали бруски размером 17X32X102 мм, которые шлифовали и испытывали на коррозионную стойкость.

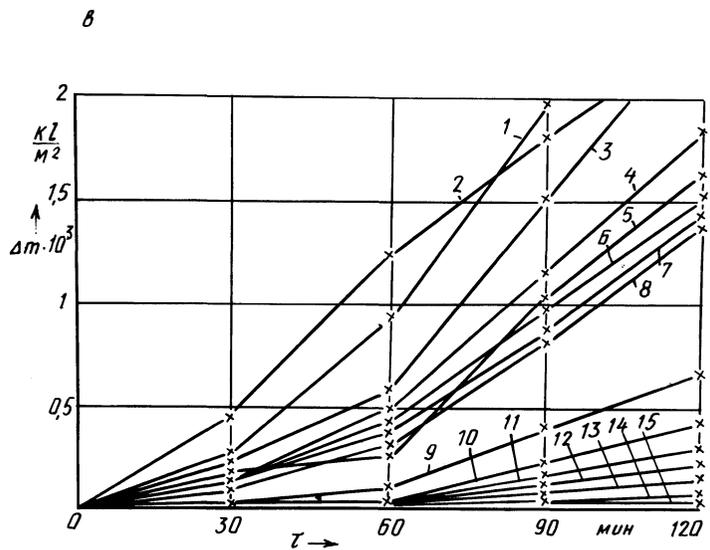
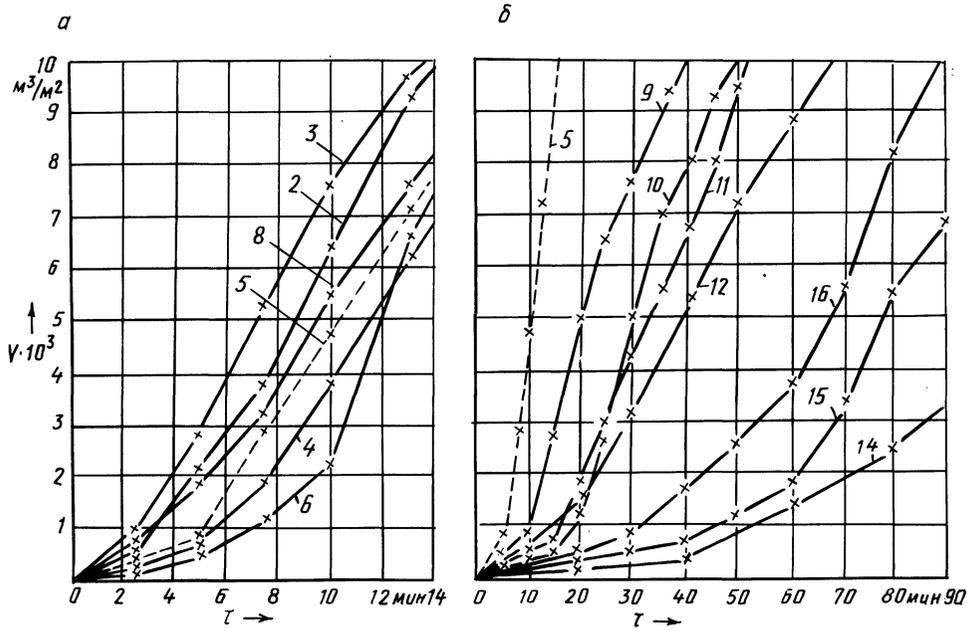
Испытания проводили в кислой и основной средах. Испытания в основной среде проводились по двум способам: 1) поверхность образцов смазывали пастой, содержащей 90 % извести, и помещали в эксикатор на специальную решетку, ниже которой находился раствор щелочи Ca(OH)₂. Выдержка в течение 7 сут не вызывала образования на поверхности пятен ржавчины; 2) вырезанные из основного образца малые образцы размером 10X15X25 мм помещали в концентрированный раствор щелочи и выдерживали в течение нескольких суток при нормальной температуре и при 100 °С. Ни в одном случае не наблюдали выделения водорода или образования пятен коррозии.

Значит, чугун ИЧХ28Н2 в щелочной среде является коррозионностойким и не нуждается в дополнительном легировании.

Испытания в кислой среде проводили двумя способами: 1) определялась кинетика выделения водорода при выдержке образца в кислоте. В колбу с 8 %-ным раствором серной кислоты (рН = 1,5) опускался исследуемый образец. Выделившийся водород регистрировался по разности уровней жидкости в сообщающихся сосудах, соединенных резиновым шлангом с колбой; 2) проверялась достоверность полученных результатов.

В ходе эксперимента образцы размером 100X30X15 мм после взвешивания укладывали в ванну с 8 %-ным раствором H₂SO₄. Через каждые 30 мин образцы извлекали, промывали, высушивали и взвешивали, определяя кинетику потери массы. Результаты экспериментов по выделению водорода и потере массы приведены на рис. 1.

Таким образом, при работе в основной среде чугун ИЧХ28Н2 не нуждается в улучшении; при работе в кислой среде коррозионная стойкость ИЧХ28Н2 может быть улучшена за счет дополнительного легирования Ni, Mo, V и Cu (1–2 %).



Намер п.п	Состав добавки
1	2% W
2	1% Al
3	0,5% Al
4	5% Mn
5	—
6	1% Si
7	2,5% Mn
8	1% Mn
9	1% Mn
10	2% Mo
11	1% Cu
12	2% V
13	2,5% Ni
14	5% Ni
15	5% Cu
16	2,5% Cu

Рис. 1. Влияние легирующих элементов:
 а, б — на скорость выделения водорода; в — на кинетику потери массы

ВЛИЯНИЕ КИСЛОТНОСТИ СРЕДЫ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ИЧХ28

В литературе отсутствуют сведения о влиянии различных легирующих элементов на стойкость деталей из ИЧХ28, работающих в основных и кислых средах.

С целью проведения сравнительных испытаний в индукционной печи выплавляли базовый высокохромистый чугун, содержащий (массовая доля) 2,8 % С, 1,1 % Si, 1,2 % Mn, 0,03 % S, 0,06 % P. Заготовки из этого чугуна плавил в силтовой печи в алундовых тиглях и при 1450 °С вводили легирующие элементы Ni, Al, Cu, Mn, Si. Образцы отбирали с помощью кварцевых трубок.

В корпус экспериментальной установки, закрывающейся сверху фланцем, ставили планшайбу, где закрепляли восемь образцов. Планшайба приводилась во вращение от шпинделя сверлильного станка. С целью ограничения перемещения частиц электрокорунда в корпусе приварена перегородка с вырезами для прохода образцов. Гидроабразивная смесь состояла из 50 % воды и 50 % электрокорунда (по объему) с размером частиц 0,3–1 мм.

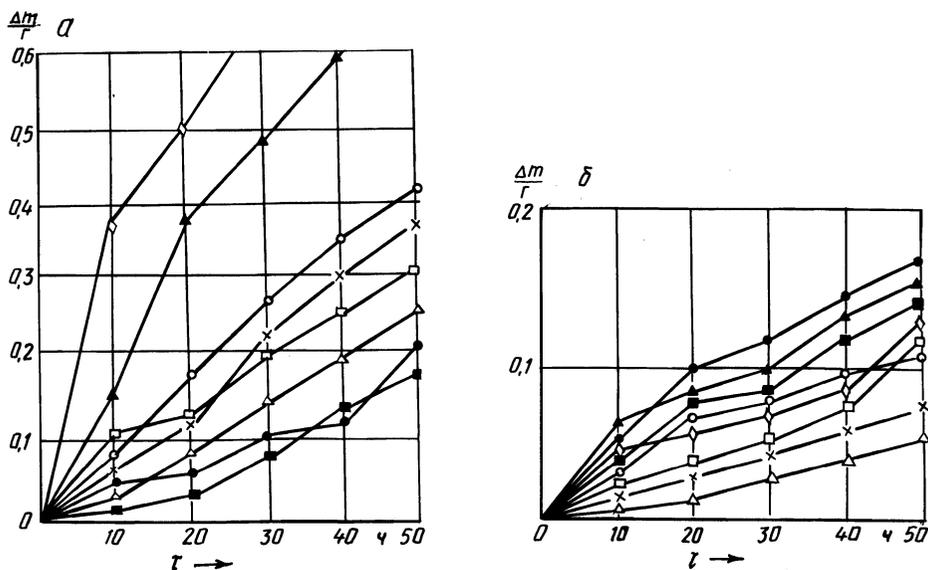


Рис. 1. Потеря массы различных составов ИЧХ28:

a — при гидроабразивном износе в кислой среде; *b* — при гидроабразивном износе в основной среде: —x— без добавок; —■— 2,5 % Ni; —△— 5 % Ni; —●— 3 % Cu; —○— 2 % Si; —▲— 1,8 % Mn; —◇— 4,8 % Mn; —□— 3 % Al

Оценку относительного изнашивания образцов осуществляли путем их взвешивания до и после испытаний, которые проводили в течение 50 ч при 760 оборотах вала в минуту. Испытания проходили в кислой ($pH = 1,5$) и основной средах ($pH = 10$).

Кинетика потери массы в кислой и основной средах во времени для чугуна ИЧХ28 с различным содержанием легирующих элементов показана на рис. 1, а и б соответственно. Сравнение полученных результатов показало, что в кислой среде изнашивание происходит примерно в 10 раз интенсивнее, чем в основной. Марганец и кремний ускоряют, а никель, алюминий и медь замедляют этот процесс в кислой среде. В основной среде только легирование никелем увеличивает износостойкость, остальные элементы снижают ее.

Таким образом, для высокохромистого чугуна, работающего в условиях интенсивного изнашивания в кислой среде, следует рекомендовать легирование никелем, медью и алюминием, а для работающего в основной среде — только никелем. Легирование марганцем в обоих случаях нежелательно.

УДК 621.785.5

Г.В.БОРИСЕНКО, канд.техн.наук,
Е.Ф.КЕРЖЕНЦЕВА, Л.П.БОКОВА (БПИ)

СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В работе исследовалось влияние диффузионного хромирования и бороалитирования на механические свойства и износостойкость инструментальных сталей У8, Х12Ф1 и 5ХЗВЗМФС.

Диффузионное насыщение осуществляли в пастах на основе предварительно восстановленных алюмотермических смесей следующего состава (массовая доля): хромирование — 30 % Al_2O_3 + 45 % Cr_2O_3 + 20 % Al + 5 % NH_4Cl ; бороалитирование — 46 % Al_2O_3 + 27 % B_2O_3 + 17 % Al + 10 % Na_3AlF_6 .

В качестве связующего для приготовления паст использовался гидролизированный этилсиликат.

Механические свойства (σ_B , δ , ψ) при статическом растяжении и ударную вязкость стали определяли при комнатной температуре по стандартным методикам.

Износостойкость при трении скольжения без смазочного материала исследовали на машине Шкода–Савина (нагрузка $P = 5$ Н). В качестве контртела использовали твердосплавный диск (скорость вращения диска 730 об/мин, время испытания 0,5 ч). Износ определяли по объему образовавшейся лунки.

Механические свойства и износостойкость определяли после типовой термообработки, принятой для данной марки стали.

Из полученных данных следует, что диффузионное хромирование снижает прочность, пластичность и вязкость инструментальных сталей. Отрицательное влияние хромирования на механические свойства, за исключением ударной вязкости, менее всего сказывается на стали Х12Ф1 в закаленном и низкоотпущенном состояниях.

Бороалитирование повышает прочность исследованных сталей на 3–5 %. Закономерности в изменении механических свойств с увеличением толщины диффузионных слоев не обнаружено.

Диффузионное хромирование повышает износостойкость инструментальных сталей в 5–6 раз, бороалитирование – в 10–12 раз.

Следует отметить, что износостойкость углеродистой стали У8 с карбидными покрытиями в 3 раза, а с боридными – почти в 10 раз выше по сравнению с износостойкостью высоколегированной стали Х12Ф1 после термообработки. Таким образом, в ряде случаев для изготовления штампового инструмента можно применять углеродистые стали с износостойкими диффузионными покрытиями.

УДК 539.219.3

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

ПРОЦЕССЫ ДИФФУЗИИ УГЛЕРОДА В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДОВ РАЗНОГО ТИПА

Основная особенность диффузионных процессов при цементации высоколегированных сталей состоит в том, что они сопровождаются карбидными превращениями дисперсных частиц. Ранее нами разработана математическая модель цементации низколегированной стали Fe–C–Me, когда в ее исходной структуре и диффузионном слое имеются только частицы легированного цементита [1, 2]. При этом для описания кинетики роста частицы использована ячеистая модель сплава. В данной работе эта модель дополнена кинетикой фазовых превращений дисперсных частиц в диффузионной зоне. Известны два механизма этого явления при термообработке: а) зародыши нового карбида возникают на поверхности частицы и растут, постепенно охватывая всю частицу; б) зародыши возникают в дефектных местах и растут, а частицы карбида старого типа постепенно растворяются. Второй механизм требует сильного пересыщения твердого раствора, что маловероятно при цементации легированных сталей с большим числом дисперсных частиц. Поэтому кинетика фазового превращения описывается на основе первого механизма.

При описании процессов диффузии при цементации сплава с дисперсными частицами используют две группы уравнений: 1) уравнения баланса массы каждого элемента вдоль диффузионной зоны с учетом обмена атомами между твердым раствором и дисперсными частицами; 2) уравнения изменения размера и состава частицы, расположенной на фиксированном расстоянии от насыщаемой поверхности.

Уравнение баланса массы:

$$\frac{\partial}{\partial t} [(1-V)\bar{C}_i + V\bar{C}_i^c] = \frac{\partial}{\partial x} [(1-V) \sum_{j=1}^2 \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{C}_j}{\partial x}], i = 1, 2, \quad (1)$$

где V – объемная доля частиц; $V = \frac{4}{3} \pi R^3 N$; R – радиус частицы; N – число

частиц в едином объеме; \bar{C}_i, \bar{C}_i^H — содержание i -го элемента в твердом растворе и частице; $i = 1$ — углерод, $i = 2$ — легирующий элемент; \tilde{D}_{ij} — коэффициенты взаимной диффузии в твердом растворе.

Уравнения роста однофазной частицы [2, 3] :

$$W(R)R \frac{\partial R}{\partial t} = \frac{\tilde{D}_{11} (\bar{C}_1 - \bar{C}_{1,r}) + \tilde{D}_{12} (\bar{C}_2 - \bar{C}_{2,r})}{\bar{C}_{1,k} - \bar{C}_{1,r}} ;$$

$$W(R)R \frac{\partial R}{\partial t} = \frac{\tilde{D}_{21} (\bar{C}_1 - \bar{C}_{1,r}) + \tilde{D}_{22} (\bar{C}_2 - \bar{C}_{2,r})}{\bar{C}_{2,k} - \bar{C}_{2,r}} ; \quad (2)$$

$$W(R) = \frac{(R_* - R)(2R_* + R)}{2(R_*^2 + R_*R + R^2)} ; \quad R_* = \left(\frac{3}{4\pi N} \right)^{1/3},$$

где $\bar{C}_{i,r}$ — состав твердого раствора на границе с частицей; $\bar{C}_{i,k}$ — состав частицы. Эти величины находятся соответственно на кривых растворимости AB, BC и DE, FG равновесной диаграммы системы $Fe-C-Me$ и связаны конодой (рис. 1). Метод решения уравнений (2) описан в [2, 3].

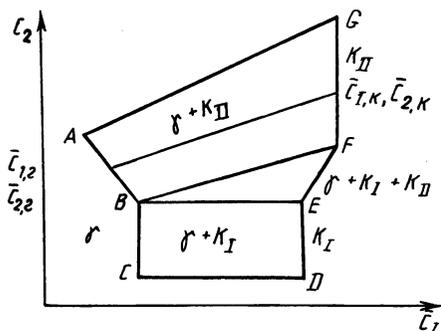


Рис. 1. Равновесная диаграмма системы $Fe-Me-C$

Уравнения роста двухфазной частицы:

$$W(R)R \frac{\partial R}{\partial t} = \frac{(\bar{C}_{2,E} - \bar{C}_{2,F}) \omega_1 - (\bar{C}_{1,E} - \bar{C}_{1,F}) \omega_2}{(\bar{C}_{1,F} - \bar{C}_{1,B})(\bar{C}_{2,E} - \bar{C}_{2,F}) - (\bar{C}_{2,F} - \bar{C}_{2,B})(\bar{C}_{1,E} - \bar{C}_{1,F})} ;$$

$$\frac{W(R)R^2}{3} \frac{\partial \varphi}{\partial t} = - \frac{[\bar{C}_{2,F} + \varphi(\bar{C}_{2,E} - \bar{C}_{2,F}) - \bar{C}_{2,B}] \omega_1 - [\bar{C}_{1,F} + \varphi(\bar{C}_{1,E} - \bar{C}_{1,F}) - \bar{C}_{1,B}] \omega_2}{(\bar{C}_{1,F} - \bar{C}_{1,B})(\bar{C}_{2,E} - \bar{C}_{2,F}) - (\bar{C}_{2,F} - \bar{C}_{2,B})(\bar{C}_{1,E} - \bar{C}_{1,F})} , \quad (3)$$

где $\omega_1 = \tilde{D}_{11} (\bar{C}_1 - \bar{C}_{1,B}) + \tilde{D}_{12} (\bar{C}_2 - \bar{C}_{2,B})$; $\omega_2 = \tilde{D}_{21} (\bar{C}_1 - \bar{C}_{1,B}) + \tilde{D}_{22} (\bar{C}_2 - \bar{C}_{2,B})$; φ — объемная доля карбида K_I в частице; $(1 - \varphi)$ — объемная доля карбида K_{II} в частице; $\bar{C}_i^H = \varphi \bar{C}_{i,E} + (1 - \varphi) \bar{C}_{i,F}$. Точки E, F, B — вершины двухфазной области на равновесной диаграмме $Fe-C-Me$ (рис. 1).

Граничные и начальные условия к уравнениям (1) — (3) записываются как и для сплава с частицами одного типа [2, 3] :

$$\begin{aligned}
 -(1-V) \sum_{j=1}^2 D_{ij} \frac{\partial \bar{C}_j}{\partial x} &= \sum_{j=1}^2 V_{ij} (\bar{C}_j^n - \bar{C}_j |_{x=0}), \\
 \sum_{j=1}^2 \tilde{D}_{ij} \frac{\partial \bar{C}_j}{\partial x} \Big|_{x \rightarrow \infty} &= 0; \quad \bar{C}_j \Big|_{t=0} = \bar{C}_{j,н}(x); \quad R \Big|_{t=0} = R_н(x); \\
 \varphi \Big|_{t=0} &= \varphi_н(x), \quad (4)
 \end{aligned}$$

где \bar{C}_j^n — предельные значения концентраций элементов на насыщаемой поверхности; $R_н(x)$, $\varphi_н(x)$ — начальное распределение размера и состава дисперсных частиц; $\bar{C}_{j,н}(x)$ — начальное распределение элементов в твердом растворе; V_{ij} — коэффициенты массопередачи: для цементации $V_{21} = V_{12} = V_{22} = 0$.

Для решения уравнений (1)–(4) построена неявная конечно-разностная схема. Программа составлена для ЕС-1022. Численные расчеты выполнены для системы Fe–C–Cr. Рассчитано насыщение при 850, 900 и 1000 °C сталей с содержанием 0,3 и 0,8 % углерода, 4,7 и 10 % хрома (по массе). Углеродный потенциал атмосферы варьировался от 0,6 до 1,8, плотность частиц — от 10^6 до 10^9 см^{-3} .

Расчеты показали, что практически весь углерод, поступающий в диффузионную зону, переходит в дисперсные частицы. Объемная доля карбидной фазы резко снижается с удалением от насыщаемой поверхности. Содержание хрома в частицах уменьшается по мере приближения к насыщаемой поверхности. Из-за малой подвижности хром, вышедший из частиц, незначительно перераспределяется вдоль диффузионной зоны, поэтому около поверхностных слоев аустенит обогащен хромом. Для углеродных потенциалов выше 0,7–0,8 % точные их значения зависят от содержания хрома и температуры в диффузионной зоне. В дисперсных частицах происходит фазовое превращение: специальный карбид $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ превращается в легированный цементит $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$. С увеличением длительности цементации и температуры толщина слоя с частицами легированного цементита увеличивается. Из расчетов видно, что число дисперсных частиц N в единице объема является одной из наиболее важных характеристик процесса. С увеличением N резко возрастает содержание углерода в диффузионной зоне и объемная доля карбидных частиц. Пересыщение аустенита несколько снижается. При больших значениях углеродного потенциала около насыщаемой поверхности дисперсные частицы срастаются, образуя сплошной слой легированного цементита. Затем расчет прекращался. С увеличением числа частиц время, необходимое для образования сплошного слоя, резко уменьшается.

В рассмотренном диапазоне состав стали и температур насыщения характеристики процесса качественно не меняются, имеются лишь количественные различия. В сталях с низким содержанием углерода высокотемпературное состояние соответствует однофазной области, а с высоким содержанием углерода — двухфазной области. Поэтому в первом случае в глубине дисперсные частицы отсутствуют, во втором — их объемная доля приближается к значению, соответствующему равновесному состоянию стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б о р д Н.Ю., Б л о х Е.М. Кинетика диффузионного массопереноса в многокомпонентных диффузионных системах. — В кн.: Теплофизические процессы в энергетических установках. Мн.: АН БССР, 1982, с. 183—186. 2. В о р о ш н и н Л.Г., Б л о х Е.М. Диффузионные процессы в двухфазной области при цементации легированных сталей. — В кн.: Металлургия. Мн.: Выш. шк., 1983, вып. 17, с. 123—126. 3. В о р о ш н и н Л.Г. и др. Многокомпонентная диффузия в гетерогенных сплавах. — Мн.: Выш. шк., 1984. — 142 с.

УДК 621.536+538:669.14

А.В.БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
С.К.ШИХ (ФТИ АН БССР)

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ

Для исследования была выбрана Ст2 в состоянии поставки. Образцы диаметром 16 мм подвергались механической полировке до шероховатости с параметром Ra 0,14. Насыщение поверхности углеродом осуществлялось при помощи пучка ионов с энергией 100 кэВ до доз 10^{16} и 10^{17} ион/см². Температура образцов в процессе обработки не превышала 350 К.

Износостойкость образцов исследовалась по схеме диск—вращающийся палец со сферическим закруглением радиуса 3 мм на воздухе и в вакууме (10^{-4} МПа). Палец был изготовлен из стали 45 в состоянии поставки, исходный параметр шероховатости рабочей поверхности пальца составлял 0,64 мкм, скорость вращения 600 об/мин, а среднее номинальное давление 0,6 МПа. Степень изнашивания оценивалась путем сравнения интегральных площадей номинального контакта по профилограммам обработанных и исходных образцов [1].

Из табл. 1 видно, что износостойкость как в вакууме, так и на воздухе увеличивается с ростом концентрации внедренной примеси.

Износостойкость в вакууме легированных дозами 10^{16} и 10^{17} ион/см² образцов возросла в 1,5 и 1,7 раза, а на воздухе — в 1,2 и 1,7 раза. Следует отметить, что глубина следа изнашивания значительно превышает толщину имплантированного слоя, т. е. изменение свойств происходит на глубине, гораздо большей максимума залегания примеси. Аналогичное явление наблюдалось и на других сталях [2], однако единого мнения о природе явления нет. Выдвигаются гипотезы о миграции атомов примеси в глубь материала в процессе изнашивания, влиянии радиационных дефектов, возникающих во время обработки, сохранении в зоне контакта фрагментов изнашивания, принадлежащих

Т а б л и ц а 1

Доза облучения, ион/см ²	0	10^{16}	10^{17}	
Интегральная площадь, см ²	вакуум	320	210	190
	воздух	250	210	150

Доза облучения, ион/см ²	H_{μ} , МПа	H_{μ} , МПа (средний)
0	1070	1000
	1070	
	1030	
	1070	
	910	
	1070	
10^{16}	1440	1410
	1440	
	1380	
	1440	
	1380	
	1440	
10^{17}	2180	2050
	1920	
	2180	
	2180	
	1920	
	1920	

легированному слою. Учитывая схему и условия протекания фрикционного взаимодействия, можно полагать доминирующим последний из перечисленных механизмов. Повышение износостойкости вследствие поверхностного легирования может быть связано с упрочнением поверхности [2], что подтверждается результатами исследования твердости поверхностных слоев на микротвердомере ПМТ-3, приведенными в табл. 2.

Увеличение твердости можно объяснить выделением мелкодисперсных карбидов [2].

Полученные результаты свидетельствуют о возможности повышения износостойкости Ст2 путем поверхностного легирования ионами углерода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ш е п а р д, С у . Влияние имплантации ионов на трение и износ металлов. — Проблемы трения и смазки, 1982, № 1, с. 32—43.
2. Г у с е в а М.И. Ионная имплантация в металлах. — Физика, химия, механика, 1982, № 4, с. 27—50.

УДК 621.785.5

К.Э.МУХАМЕД, Б.С.КУХАРЕВ, канд.техн.наук,
Л.С.ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук (БПИ)

ДИФФУЗИОННОЕ ЦИНКОВАНИЕ И АЛИТИРОВАНИЕ Ст3

Для защиты изделий из низкоуглеродистых сталей, работающих в условиях атмосферной коррозии, широко используются цинковые покрытия, получа-

емые термодиффузионным или гальваническим методом. Повышение уровня защитных свойств диффузионных цинковых покрытий при их эксплуатации в морской воде достигается легированием их Mg, Al, Ti.

Лучшими защитными свойствами характеризуются покрытия на основе цинкоалюминиевых сплавов (0,15–0,55 % Al), которые получают из расплавов, содержащих алюминия до 85 %. При этом наилучшие результаты получены при использовании расплавов цинка, содержащих 4–55 % Al либо 15–90 % Al и 0,01–1,5 % Si или Ti [1].

Уменьшение содержания алюминия в расплаве до 0,1–0,2 % отрицательно сказывается на коррозионной стойкости цинковых покрытий в атмосфере промышленных предприятий, движущейся морской воде. Следует отметить, что присутствие алюминия в расплаве цинка уменьшает толщину цинкового слоя, что объясняется либо абсорбцией на поверхности изделия слоя окиси Al_2O_3 , либо возникновением на поверхности фаз $FeAl_3$ или Fe_2Al_5 , которые препятствуют протеканию реакции между железом и расплавленным цинком.

Горячее цинкование применяется главным образом для листового материала. При обработке маломерных изделий или изделий сложной конфигурации целесообразнее использовать так называемый метод порошков, который, однако, несмотря на очевидные преимущества, не позволяет получать покрытия на основе алюмоцинкового сплава.

В связи с этим в настоящей работе была поставлена задача изучить возможность получения алюмоцинковых покрытий на низкоуглеродистой стали из порошков при поэтапной обработке по следующим схемам: а) цинкование + алитирование; б) алитирование + цинкование.

Цинкование проводили в порошковой смеси, содержащей (массовая доля) 99 (60 % Zn + 35 % Al_2O_3 + 5 % MgO) + 1 % NH_4Cl при 400, 450, 500, 550 °C в течение 4 ч.

Процесс алитирования осуществлялся при температуре 800, 850, 900 °C в течение 4 ч с использованием ферроалюминия, содержание железа в котором варьировалось от 50 до 80 % по массе, оксида алюминия и активатора процесса AlF_3 . Состав смеси (массовая доля) 99 (40 % Al_2O_3 + 60 % Fe–Al) + 1 % AlF_3 .

Наилучшие результаты получены в случае использования схемы "а" при следующих технологических параметрах: цинкование – $\tilde{t}_{Zn} = 400^\circ C$, $\tau_{Zn} = 4$ ч; алитирование – $\tilde{t}_{Al} = 900^\circ C$, $\tau_{Al} = 4$ ч. Содержание железа в ферроалюминии составляет 70 %.

Коррозионная стойкость Ст3 с таким покрытием в 5 раз выше, чем при цинковании и в 2 раза, — чем при алитировании при прочих равных условиях.

Установлено, что определяющим в этом случае является режим цинкования. Повышение температуры цинкования приводит к ухудшению качества обрабатываемой поверхности.

При изучении схемы "б" выявлено, что содержание цинка в предварительно алитированной стали зависит от ее фазового состава. В случае формирования высокоалюминидных фаз $FeAl_3$, Fe_2Al_5 процесс цинкования практически отсутствует.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мерекина Н.А. Защита стали от коррозии покрытиями на основе цинк-алюминиевых сплавов (обзор патентов). — Черная металлургия, 1983, № 12, с. 20–24.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИФфуЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Анализ закономерностей химико-термической обработки стальных изделий при температурах, близких к температурам плавления железуглеродистых сплавов, а также наличие структурных элементов дендритного характера в диффузионных покрытиях дали предпосылки для разработки нового направления борирования — в процессе литья. Боронасыщающие компоненты (БНК) вводят, как правило, в облицовочный слой керамической формы. В настоящей работе исследовали возможность получения поверхностно упрочненных стальных отливок в жидкостекольных формах с легирующим покрытием на основе противопопригарной краски.

В противопопригарную краску, содержащую дистен-силлиманит, бентонит, жидкое стекло и воду, вводили БНК — технический карбид бора и фтористый натрий (10:1). Содержание БНК варьировали от 5 до 50 %. Плотность краски составляла 1450—1550 кг/м³. Литейную форму изготавливали по СО₂-процессу с последующей сушкой в печи при 150—200 °С в течение 0,5 ч. Легирующую краску наносили на рабочую поверхность литейной формы с помощью пульверизатора слоем толщиной 0,8—1 мм. После дополнительной подсушки (150—200 °С в течение 0,5 ч) окрашенную форму заливали сталью 45 или 5ХНМ (1600—1650 °С).

Термодинамические расчеты химических реакций показали, что при взаимодействии В₄С с NaF (при высоких температурах) образуются газообразные борфтораты, которые, диссоциируя, приводят к выделению атомарного бора, диффундирующего в металл. Установлено, что толщина борированного слоя на стали 5ХНМ в зависимости от параметров литья изменяется от 0,3 до 1,6 мм. Формирование борированных слоев начинается с момента заливки, когда интенсивность диффузии бора в жидкий металл во много раз выше, чем при обычных режимах борирования методами ХТО. В результате кристаллизации насыщенных бором поверхностных слоев образуется боридная эвтектика с включениями продуктов распада аустенита. Рентгеноструктурный анализ выявил в ней следующие фазы: FeB, Fe₂B, Fe₃C, α = Fe. Слой со структурой боридной эвтектики свойственно сочетание высоких показателей износостойкости и пластичности, что выгодно отличает их от слоев, полученных методами ХТО, в состав которых входят бориды железа игольчатого строения, обладающие более высокой хрупкостью и склонностью к скалыванию.

Метод диффузионного легирования применим в основном для крупных отливок с толщиной стенок более 30 мм. С целью повышения эффективности легирования мелких отливок в состав краски вводили специальные добавки, разработанные на кафедре "Материаловедение и литейное производство", что увеличивало глубину насыщения бором в 1,5—1,6 раза. В отливках с толщиной стенок 10 мм при использовании легирующей краски без добавок боридный слой отсутствует, а при введении добавки составляет 0,6—0,8 мм. Кроме того, добавки повышают противопопригарные свойства легирующих красок, способствуя формированию легкоотделяемого пригара. Боридные покрытия повы-

шенной толщины позволяют использовать разработанные составы красок для поверхностного упрочнения литой технологической оснастки.

Эксперименты по получению литых штамповых вставок из стали 5ХНМ показали, что при этом формируются отливки с параметром шероховатости поверхности Rz 80–100 и точностью 0,2–0,3 мм. После шлифования со снятием 0,4–0,6 мм поверхностного слоя параметр шероховатости составил Ra 1,6–2,2, боридный слой – около 0,8–1,0 мм.

УДК 669.14.018.25

С.Е.БЕЛЬСКИЙ, канд.техн.наук (ФТИ АН БССР)

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Р6М5 В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ

Была исследована кинетика трения и изнашивания инструмента из стали Р6М5 при его эксплуатации с учетом структурных изменений в поверхностном и подповерхностном слоях материала. В качестве основных характеристик структурного состояния поверхностного слоя выбраны уровень микро- и макронапряжений, содержание остаточного аустенита, определяемые рентгенографически. Для анализа структурных изменений по глубине поверхностного слоя инструмента использовали рентгенографирование скользящим пучком и электролитическое травливание, что позволило исследовать слой толщиной 0,7–7 мкм и 7–50 мкм соответственно. ДюрOMETрический анализ поверхностного слоя проведен с использованием метода косых срезов (угол среза $\sim 10^\circ$). Анализировали структурные изменения при эксплуатации вставных ножей зуборезных фрезерных головок и калибрующих прошивок из стали Р6М5, условия работы которых имеют существенные отличия по температурно-силовым параметрам.

Исследование трансформации структуры и свойств поверхностного слоя инструмента при его эксплуатации должно вестись с учетом изменений, внесенных финишной механической обработкой (шлифование). Для шлифованных инструментальных сталей характерно наличие на поверхности слоя вторичной закалки (20–40 мкм), содержание остаточного аустенита в котором достигает $\sim 15\%$, а уровень микронапряжений и твердость $\Delta a/a \sim 2 \cdot 10^3$ и $95 \cdot 10^7$ Па соответственно, что значительно превышает эти характеристики подповерхностного слоя, расположенного на глубине более 40 мкм. Макронапряжения в поверхностном слое являются напряжениями сжатия ($80 \cdot 10^7$ Па).

Анализ данных, полученных при исследовании ножей после обработки 100, 200 и 300 деталей показывает, что с увеличением числа обработанных деталей повышается уровень микронапряжений и заметно снижаются макронапряжения сжатия и содержание остаточного аустенита (рис. 1). Эти изменения проявляются уже после обработки 100 деталей, т. е. в начальный период эксплуатации. Снижение содержания остаточного аустенита, образовавшегося при шлифовании, связано с превращением его в "мартенсит деформации" вследствие малой температурной устойчивости, а также интенсифицирующего действия высоких давлений. Результатом реализации этого процесса является сни-

жение макронапряжений и, как следствие, уменьшение опасности поломки инструмента или появления макрозон разрушения. Интенсивный фазовый наклеп, возникающий при мартенситном превращении, и деформационное упрочнение металла в поверхностном слое приводит к повышению уровня микронапряжений.

Характер изменения уровня микронапряжений и содержания остаточного аустенита при работе прошивок аналогичен. Высокие давления на задней грани зубьев интенсифицируют наклеп поверхностного слоя, который достигает максимума после обработки 200 деталей. При увеличении количества обрабатываемых деталей до 400 и 600 степень наклепа (уровень микронапряжений) понижается вследствие развития возврата и начала рекристаллизации, а также возможного распада мартенсита закалки.

Для исследования трансформации структуры и напряжений по глубине рабочего слоя инструмента проведен послойный анализ режущей части прошивок после обработки 500 деталей (80–90 % периода стойкости). Анализ результатов показывает, что в тонком поверхностном слое (до 10 мкм) уровень напряжений понижен, а содержание остаточного аустенита максимально. Это можно объяснить развитием в этом слое разупрочняющих процессов под влиянием в первую очередь теплового фактора. Такой "размягченный" слой подвержен интенсивному изнашиванию и прежде всего смятию. В подповерхностном слое преобладает эффект деформационного упрочнения.

Анализ кинетики изнашивания контактной поверхности инструмента (прошивок из стали Р6М5) позволил установить взаимосвязь структурных изменений и характера изнашивания. На первой стадии эксплуатации (до 100 деталей) происходит смятие гребешков, заглаживание элементов контактной поверхности. На следующей стадии (200–400 деталей) изнашивание можно характеризовать как окислительно-абразивное. Уровень напряжений и состояние структуры в этот период эксплуатации относительно стабильны. В конце периода нормального изнашивания появляются отдельные очаги разрушения поверхности, образуются микротрещины, локализующиеся непосредственно в контактном слое. На заключительном этапе эксплуатации (свыше 600 деталей) вследствие разупрочнения поверхностного слоя развивается процесс смятия.

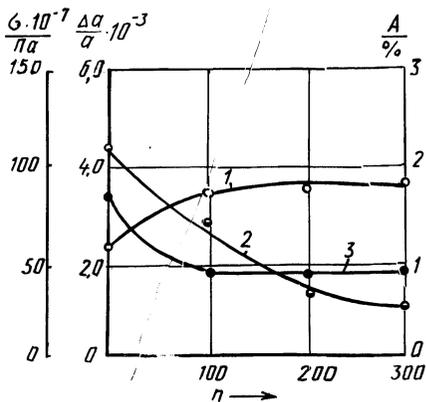


Рис. 1. Изменение уровня микронапряжений (1), содержания остаточного аустенита (2) и уровня макронапряжений (3) на рабочей поверхности ножа из стали Р6М5 в зависимости от количества обработанных деталей n

В поверхностном слое инструмента реализуются процессы упрочнения и разупрочнения. Превалирование одного из них определяет структуру материала в каждый момент эксплуатации, а следовательно, механизм и кинетику изнашивания и разрушения контактной поверхности.

УДК 621.785.5

Л.С.ЛЯХОВИЧ, д-р техн.наук,
Б.С.КУХАРЕВ, канд.техн.наук,
Е.О.СКАЧКОВА (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Диффузионное цинкование из порошковых сред является одним из эффективных способов повышения эксплуатационных характеристик алюминиевых сплавов при минимальных экономических затратах. Однако нестабильность получаемых результатов тормозит применение этого процесса на практике. Поэтому целью настоящей работы явилось изучение механизма диффузионного цинкования алюминиевых сплавов. Исследования проводились на алюминиевой фольге толщиной 0,045 мм. ХТО производили при 450, 500, 550 °С, продолжительность процесса — 4 ч, состав насыщающей смеси (в процентах по массе) — $x\% \text{Zn} + y\% \text{Al} + 1\% \text{NH}_4\text{Cl}$, где $x = 5, 10, 15, 20, 40, 60, 80$. Во избежание протекания твердофазных реакций смесь в процессе диффузионного цинкования подвергалась предварительному гомогенизирующему отжигу.

Анализ экспериментальных данных показал: 1) при малом содержании цинка (до 20 %) в насыщающей среде наблюдается пропорциональная зависимость между концентрацией цинка в насыщающей среде и процентным содержанием цинка в обрабатываемой фольге; 2) с увеличением содержания цинка в насыщающей среде (свыше 60 %) содержание цинка в обрабатываемой фольге не превышает 60 %, т. е. наступает насыщение; 3) при малых концентрациях цинка, например до 20 %, и температуре ХТО 500 °С происходит утолщение алюминиевой фольги, при более высоких концентрациях цинка — до 60 % — имеет место налипание смеси на фольгу, дальнейшее увеличение концентрации цинка вызывает разрушение фольги.

Обнаруженное с помощью рентгеноструктурного анализа уменьшение параметра кристаллической решетки алюминиевой фольги подтверждает предположение о том, что основным механизмом диффузии цинка в алюминий является механизм замещения, поэтому к рассматриваемой системе может быть применима теория взаимной диффузии Даркена с учетом эффекта Киркендалла. Согласно [1, 3], соотношение Даркена можно представить через коэффициенты самодиффузии алюминия и цинка (D_1^* и D_2^* соответственно) и термодинамический множитель γ :

$$D = (c_1 D_2^* + c_2 D_1^*) \gamma; \quad (1)$$

$$\vec{U} = (D_1^* - D_2^*) \gamma \vec{\nabla} c_1, \quad (2)$$

где D и \vec{U} — коэффициент взаимной диффузии и скорость пластической деформации образца соответственно; c_1 и c_2 — относительные атомные концентрации алюминия и цинка.

Поскольку $D_2^* \gg D_1^*$ [4], то при малых концентрациях цинка коэффициент взаимной диффузии $D \approx D_2^* g$, а скорость пластической деформации $\vec{U} = -D_2^* g \vec{\nabla} c_1$ направлена от образца к насыщающей смеси (этим можно объяснить указанное выше утолщение фольги вплоть до ее разрушения).

При малом содержании цинка в насыщающей смеси его содержание в алюминиевой фольге пропорционально $c_2' \sqrt{D\tau} \approx c_2' \sqrt{D_2^* g \tau}$ [2, 3] (c_2' — относительная атомная концентрация цинка в насыщающей смеси; $\sqrt{D\tau}$ определяет толщину диффузионного слоя), что соответствует экспериментальным данным. Необходимо учитывать, что увеличение относительной атомной концентрации цинка в насыщающей смеси может привести к следующим особенностям процесса.

Во-первых, как следует из формулы (1), множитель, стоящий в круглых скобках, и равный $[D_2^* - (D_2^* - D_1^*)c_2]$, уменьшается с увеличением относительной атомной концентрации цинка в фольге c_2 .

Во-вторых, термодинамический множитель [1, 3]

$$g = 1 + \frac{2zE_{\text{см}}}{kT} c_1 c_2 \quad (3)$$

(здесь z — число ближайших соседей в решетке Al; k , T — соответственно постоянная Больцмана и термодинамическая температура ХТО; $E_{\text{см}}$ — энергия смещения) достигает максимума при $c_2 \approx 0,5$. При дальнейшем увеличении относительной атомной концентрации цинка в фольге (свыше 0,5 %) термодинамический множитель g уменьшается и стремится к единице.

Таким образом, оба этих фактора приводят к более медленному росту содержания Zn в алюминиевой фольге с увеличением содержания цинка в насыщающей смеси, если в процессе диффузии относительная атомная концентрация Zn в диффузионном слое не превышает 50 %.

В-третьих, в процессе диффузии изменяются коэффициенты самодиффузии D_1^* и D_2^* . Коэффициент самодиффузии D_2^* [2]:

$$D_2^* = A \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (4)$$

где $Q = a_0 + a_1 c_2 + a_2 c_2^2$ — энергия активации цинка; коэффициенты a_0 и a_1 представляют собой линейную комбинацию энергий парного взаимодействия атомов Al и Zn; $a_2 \approx -E_{\text{см}}$.

Поскольку сплав Al-Zn является упорядочивающимся ($E_{\text{см}} \geq 0$), функция Q достигает максимума при некотором значении относительной атомной концентрации Zn в фольге [2]. При этом значении c_2 коэффициент самодиффузии D_2^* становится минимальным, т.е. процесс диффузии замедляется.

И, наконец, с энергетической точки зрения, процесс растворения цинка в фольге также может идти только до некоторого предела, определяющегося минимумом избыточной энергии ΔE , который, как показано в работе [1], соответствует примерно $c_2 = c_1 = 0,5$ (массовая доля цинка и алюминия состав-

ляла соответственно 30 и 70 %, что согласуется с экспериментальными данными).

Таким образом, можно сделать вывод о необходимости создания математической модели диффузии в бинарных твердых растворах замещения, учитывающей не только чисто диффузионные эффекты (как, например, в модели Даркера), но и факторы, приводящие к указанному выше эффекту насыщения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. — М.: Наука, 1981, с. 7—104.
2. Смирнов А.А. Молекулярно-кинетическая теория металлов. — М.: Наука, 1966, с. 319—401.
3. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. — М.: Metallургия, 1978, с. 129—164.
4. Таблицы физических величин/Под ред. И.К.Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976, с. 287—301.

УДК 621.785.5

Л.Г.ВОРОШНИН, д-р техн.наук,
Б.М.ХУСИД, канд.физ.-мат.наук,
Ю.Г.БОРИСОВ (БПИ)

ДИФфуЗИОННОЕ СИЛИЦИРОВАНИЕ НИОБИЯ

В работе исследовали влияние состава насыщающей смеси, содержащей порошки кремния, оксида алюминия и галоидного активатора, и температурно-временных параметров на процесс диффузионного силицирования и жаростойкость ниобиевого сплава НЦУ.

Активирующее действие галогенидов на процесс силицирования тугоплавких металлов возрастает по мере уменьшения порядкового номера аниона, т. е. от иода к фтору, поэтому в настоящей работе исследовали возможность применения в качестве активаторов фторсодержащих соединений: LiF, NaF, KF, AlF₃, Na₂SiF₆, K₂SiF₆, Na₃AlF₆, NH₄F и NH₄Cl.

При насыщении из порошковых смесей, содержащих кремний и активатор (2,5 % по массе), лучшие результаты дало применение K₂SiF₆. В этом случае наряду с сохранением высокой чистоты поверхности образца получили силицидное покрытие достаточной толщины, имеющее минимальное количество дефектов. Возможно применение и других активаторов, например, LiF, NaF, AlF₃, однако не рекомендуется использование аммонийных соединений, поскольку азот и водород, взаимодействуя с ниобием, вызывают сильное охрупчивание покрытия.

Диффузионный слой на сплаве НЦУ во всех случаях имел практически однофазную структуру NbSi₂. На поперечных шлифах после химического травления металлографическим анализом выявили наличие тонкой, не более 2 мкм, прослойки низшего силицида Nb₅Si₃, расположенного между мелкодисперсной столбчатой зоной дисилицида и основным металлом.

Использование в качестве образцов тонкой фольги (50 мкм) позволило детально исследовать кинетику формирования дисилицидного покрытия.

Кинетические кривые роста диффузионного слоя, построенные в логарифмических координатах, указывают на параболический характер зависимости. Однако при насыщении из смесей, содержащих порошок кремния и активатор, имеет место отклонение от квадратичного закона роста слоя, и показатель степени равен 2,2–2,6. Этот факт экспериментально подтверждает то, что при описании процесса роста силицидных фаз и других интерметаллидных соединений наряду с диффузионным массопереносом необходимо учитывать кинетику фазовых превращений.

По истечении некоторого периода времени наблюдали сквозное силицирование фольги, которая имела однофазную структуру NbSi_2 . Установленное термодинамическое равновесие между образцом и средой зависит от насыщающей способности среды.

После установления равновесия изменения размеров и массы фольги не наблюдали, что свидетельствует об отсутствии процессов осаждения кремния на "дисилицидную пластину".

Образцы, прошедшие диффузионную обработку, подвергали циклическим испытаниям на жаростойкость при 1000 и 1200 °С (1 цикл – выдержка 5 ч при температуре испытания и охлаждения на воздухе).

Установили, что стойкость покрытия зависит от толщины дисилицидного слоя и определяется в основном наличием в нем дефектов и способностью к самозалечиванию в процессе эксплуатации. Так, образцы с толщиной покрытия 20 мкм выдержали 3 цикла испытаний при 1000 °С, удельный прирост массы составил 1,16 мг/см², а покрытие толщиной 90 мкм обеспечило надежную защиту в течение 7 циклов испытаний при 1200 °С, удельный прирост массы – 6,47 мг/см². Однако значительно повысить жаростойкость лишь за счет увеличения толщины силицидного покрытия нельзя. Для эффективной защиты сплавов на основе ниобия необходимо применение модифицированных и комплексных силицидных покрытий.

УДК 621.74.043

Б.М.НЕМЕНЕНОК, канд.техн.наук,
М.И.СТРИЖЕНКОВ, **А.М.ГАЛУШКО**, канд.техн.наук,
Е.Ю.ФЕДОРОВА (БПИ)

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СИЛУМИНОВ СТРОНЦИЕМ

Для выбора наиболее рационального способа введения стронция в расплав производилась обработка сплава АЛ4 стронцием совместно с универсальным флюсом, серой и гексахлорэтаном. Анализировались механические свойства, жидкотекучесть, объемная усадка, микроструктура и газосодержание. Результаты исследований представлены в табл. 1.

Обработка сплава АЛ4 (9,85 % Si, 0,24 % Mg, 0,43 % Mn, 0,84 % Fe, 0,28 % Cu) стронцием совместно с 0,8 % универсального флюса, состоящего из 35 % NaCl, 40 % KCl, 10 % NaF и 15 % Na_3AlF_6 , обеспечивает получение высоких механических и технологических свойств сплава. В данном случае флюс является рафинирующим веществом. Вместе с тем при анализе микроструктуры

Таблица 1

Вариант введения стронция	Литое состояние		Объемная усадка			Содержание газа в см ³ 100 г	Жидкотекучесть (спираль), мм
	$\delta, \%$	$\sigma_{в}, \text{МПа}$	$K_{у}, \%$	$K_{р}, \%$	$K_{у.п}, \%$		
0,05% Sr + 0,8 % флюса	5,7	208	8,26	2,7	5,56	0,18	540
0,05 % Sr + 0,2 % C ₂ Cl ₆	5,2	205	8,25	2,85	5,40	0,17	545
0,05 % Sr + 0,05 % S	7,0	220	8,26	3,2	5,06	0,17	575
0,05 % Sr + 0,8 % флюса + + 0,05 % S	6,5	214	8,26	3,0	5,26	0,16	565

Таблица 2

Вариант модифицирования	Температура заливки, °С	Формозаполняемость (мм ⁻¹) при гидростатическом напоре металла, мм					
		20	40	60	80	100	120
0,8 % флюса (заводская технология)	700	0,32	0,36	0,41	0,62	0,95	1,33
	720	0,35	0,40	0,45	0,67	1,00	1,39
	740	0,41	0,48	0,60	0,78	1,07	1,56
0,05 % Sr + 0,05 % S	680	0,42	0,52	0,65	0,81	1,02	1,50
	700	0,50	0,58	0,72	0,89	1,21	1,94
	720	0,56	0,63	0,77	0,96	1,33	2,10

обнаруживаются участки частично немодифицированной эвтектики и игольчатые включения железосодержащей фазы, что способствует образованию усадочной пористости. Ослабление модифицирующего действия стронция связано с частичной нейтрализацией его хлорсодержащими соединениями натрия и калия, входящими в состав флюса. Еще более заметно проявляется отрицательное влияние хлора на эффект модифицирования при обработке расплава стронцием совместно с гексахлорэтаном.

Стронций менее активно взаимодействует с серой, чем с хлором и кислородом. При таком варианте обработки сплава модифицирующее действие стронция на эвтектику дополняется сфероидизацией включений железосодержащей фазы под влиянием серы. Кроме того, сера рафинирует расплав, снижает усадочную пористость и способствует увеличению жидкотекучести сплава.

Модифицирование сплава АЛ4 стронцием и серой гарантирует получение высоких механических свойств, что дает возможность использовать его для производства тонкостенных отливок. В этом случае важнейшей характеристикой расплава становится его формозаполняемость. На Минском моторном заводе на пробе Энглера—Эллерброка было изучено влияние температуры заливки и модифицирования на формозаполняемость сплава АЛ4. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Формозаполняемость сплава АЛ4 зависит от температуры заливки, гидростатического напора металла и способа модифицирования. Так, для достиже-

ния формозаполняемости $0,6 \text{ мм}^{-1}$ необходимо по заводской технологии заливать расплав с температурой 740°C при гидростатическом напоре 60 мм. В случае модифицирования расплава стронцием и серой аналогичная формозаполняемость достигается при температуре заливки 720°C и гидростатическом напоре в два раза меньшем.

Проведенные исследования показывают целесообразность совместной обработки силуминов стронцием и серой при получении отливок ответственного назначения из сплава АЛ4 (литье в кокиль).

УДК 621.785.78.669.715

О.Е.ПОЛЕВИКОВА, З.С.ОВСЯННИКОВА,
канд.техн.наук (БПИ)

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМЫХ ВТОРИЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Условия упрочняющей термической обработки зависят от режимов закалки, старения, скорости охлаждения и т. д. Оптимальные режимы определяли на основе планирования экспериментов. Испытания проводились на прессованных из гранул вторичных сплавах АК5М2 и АК4М4 (ГОСТ 1585–73). В качестве параметров оптимизации выбраны: Y_1 – предел прочности при растяжении σ_b , МПа; Y_2 – предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; Y_3 – относительное удлинение δ , %. Факторы, влияющие на свойства полуфабрикатов при термической обработке: X_1 – температура нагрева под закалку, $^\circ\text{C}$; X_2 – время выдержки при этой температуре, мин; X_3 – время перерыва между закалкой и старением, ч; X_4 – температура старения, $^\circ\text{C}$; X_5 – длительность старения, ч; X_6 – температура охлаждающей среды, $^\circ\text{C}$.

Для отыскания направления движения к области оптимума использована дробная реплика 2^{6-2} (дробный факторный план). Матрица планирования для сплава АК5М2 представлена в табл. 1. Было выполнено 17 опытов по 3 образца в каждом при различном сочетании факторов. Полученные уравнения регрессии, определяющие направление движения к области оптимума, можно записать в виде:

$$Y_1 = 29,9 + 1,87X_1 - 2,75X_4 - 0,87X_1X_6 - 1,12X_4X_5 ;$$

$$Y_2 = 19,9 + 2,87X_1 - 1,12X_1X_6 - 1,37X_4X_5 - X_2X_4 ;$$

$$Y_3 = 9,5 - 3X_1 - 1,62X_2 + 0,87X_4X_6 + 1,37X_1X_4 - 0,87X_1X_5 .$$

Наиболее сильное влияние на свойства прессования профилей оказывают такие факторы, как температура нагрева под закалку и температура старения, причем прочностные характеристики возрастают при повышении температуры закалки и снижении температуры старения. Предел текучести в большей мере зависит от температуры закалки и в меньшей – от температуры старения. Пластичность сплава возрастает при снижении температуры закалки и сокращении выдержки при ней. На прочность и пластичность оказывают влия-

Таблица 1

Код	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	Y_1	Y_2	Y_3
Основной уровень	475	75	12	175	8	50			
Интервал варьирования	25	45	12	25	4	30			
Верхний уровень	500	120	24	200	12	80			
Нижний уровень	450	50	0	150	4	20			
1	—	—	—	—	—	—	292,4	153,7	15,0
2	+	+	+	—	+	—	389,5	282,6	9,75
3	+	+	—	+	—	+	283,3	200,3	2,75
4	—	—	+	+	+	+	248,9	162,3	16,5
5	+	—	+	+	—	—	317,9	241,5	5,25
6	+	—	—	—	+	+	363,5	264,5	7,5
7	—	+	+	—	—	+	309,3	171,7	11,2
8	—	+	—	+	+	—	261,5	172,1	9,0
9	+	+	—	—	—	—	345,9	237,5	5,5
10	—	—	+	—	+	—	300,0	173,4	11,75
11	—	—	+	+	+	—	272,7	163,2	17,0
12	+	+	+	+	+	+	260,7	184,2	3,75
13	+	—	+	—	—	+	309,5	179,5	10,2
14	+	—	—	+	+	—	272,3	194,7	6,75
15	—	+	+	+	—	—	261,3	162,3	12,0
16	—	+	—	—	+	+	305,0	192,0	8,0
17	0	0	0	0	0	0	336,0	273,7	5,0

ние парные взаимодействия, например совместное влияние температур закалки и охлаждающей среды. Повышению прочности способствует снижение температуры закалочной среды, а пластичности — снижение температуры закалки и уменьшение времени выдержки при ней, а также повышение температур старения и закалочной среды.

Оптимизация режима упрочняющей термической обработки сразу по трем механическим характеристикам заключается в нахождении компромиссного решения между тем или иным уровнем прочностных свойств и пластичности. В качестве примера можно рекомендовать закалку с температуры 500 °С (выдержка 2 ч) в холодную воду и искусственное старение через сутки при 150 °С в течение 12 ч. При этом достигаются: $\sigma_B = 390$ МПа; $\sigma_{0,2} = 280$ МПа; $\delta = 10\%$.

Аналогичным образом проведены эксперименты с образцами из сплава АК4М4. Полученные уравнения регрессии имеют вид:

$$\begin{aligned}
 Y_1 &= 34,6 - 0,77X_1 - 1,82X_4 - 0,59X_5 + 0,69X_1X_4; \\
 Y_2 &= 23,5 + 0,98X_1 - 0,69X_4 + 0,76X_1X_4 - 0,98X_1X_5 - \\
 &\quad - 0,42X_2X_5 - 0,56X_3X_4 - 1,77X_4X_5; \\
 Y_3 &= 5,4 + 1,44X_4 + 0,51X_5X_6 - 0,91X_1X_3.
 \end{aligned}$$

Из уравнений видно, что наиболее сильное влияние на свойства сплава оказывают температуры нагрева под закалку и старения. Более заметно парное взаимодействие таких факторов, как температура и время старения, а

также температура закалки и время старения. Парное взаимодействие ряда факторов не оказывает существенного влияния на предел текучести. На пластичность наиболее значительное влияние оказывает температура старения, с повышением которой относительное удлинение возрастает.

В качестве примера оптимального режима упрочняющей термической обработки для данного сплава можно рекомендовать следующий: закалка с 500°C и выдержкой 1 ч в холодную воду и последующее (без перерыва) искусственное старение при 150°C в течение 12 ч ($\sigma_{\text{в}} = 390$ МПа; $\sigma_{0,2} = 260$ МПа; $\delta = 7\%$). При некотором снижении пластичности ($\delta = 5\%$) можно существенно повысить предел прочности сплава $\sigma_{\text{в}}$ до 400 МПа и предел текучести $\sigma_{0,2}$ до 330 МПа.

УДК 621.746.0

А.Н.ЧИЧКО, В.Ф.СОБОЛЕВ, канд. техн. наук (БПИ),
Ф.Н.БОРОВИК (ИФПП АН БССР)

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА РАСТВОРИМОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ В АЛЮМИНИЕВЫХ СИСТЕМАХ

Как известно, содержание легирующих элементов в твердом растворе существенно влияет на механические и технологические свойства сплава. Основными факторами, влияющими на растворимость компонентов, является атомный радиус, потенциал ионизации и электроотрицательность [1]. В то же время в работах Б.Б.Гуляева говорится, что трудно выявить однозначную зависимость между растворимостью различных элементов, опираясь лишь на один из этих параметров [2]. Во-первых, нельзя выделить параметры для построения физических моделей с целью изучения природы растворимости. Во-вторых, получаемая информация о системе низкая, что не позволяет эффективно использовать ЭВМ.

В настоящей работе в качестве параметров, характеризующих электронное строение, использованы данные энергетического спектра электронов основы и добавки. Обучающая матрица содержала информацию о двойных системах алюминия со следующими элементами: Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Zr, Mo, W, Pt, Au, Nb, Ag, Ta, Ca, Na, Zn, Mg, La, Y, Pb, Cd, Hf, Ge, Si, Sn. Пределы растворимости брались по диаграмме состояния [3] для каждой температуры. В качестве признаков математической модели использовали следующие параметры энергетического спектра алюминия и добавок: энергия для d_0 -подполосы (X_1), энергия s -полосы (X_2), энергия d_1 -полосы (X_3), ширина d_0 -полосы (X_4), ширина d_1 -подполосы (X_5), энергия Ферми (X_6), заполнение d_1 -подполосы (X_7). Расчет параметров энергетической структуры выполнялся в ячейке Вигнера—Зейца [4].

В результате обучения ЭВМ с помощью регрессионного анализа были построены нелинейные регрессионные уравнения, связывающие предел растворимости при данной температуре (873 К, 823 К, 773 К, 723 К, 673 К) с признаками электронного строения добавки и основы. Уравнение для прогноза растворимости при температуре 673 К можно записать в следующем виде:

$$y = \exp \{1,64 + 26,36X_1 - 33,76X_2 - 15,74X_3 - 37,4X_4 + 42,97X_5 + 31,6X_6 - 2,21X_7 \pm 1,22\}.$$

Коэффициенты множественной регрессии для полученных уравнений имеют соответственно следующие значения: 0,96; 0,92; 0,91; 0,92; 0,92. Невысокие значения среднего квадратического отклонения и высокий коэффициент множественной корреляции свидетельствуют о том, что приведенные уравнения адекватны.

Полученные уравнения использованы для определения предельной растворимости меди в сплаве алюминий—медь для перечисленных выше температур. Расхождение расчетных и экспериментальных данных составляет в среднем 7 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. К о р н и л о в И.И. и др. Металлохимические свойства элементов периодической системы. — М.: Наука, 1966. — 351 с. 2. Г у л я е в Б.Б. Химия твердых растворов. — ДАН СССР, т. 164, № 1, 1965, с. 103—105. 3. М о н д о л ь ф о Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Metallургия, 1979. — 640 с. 4. В о р о п и н о в А.И., Г а н д е л ь м а н Г.М., П о д в а л ь н ы й В.Г. — Успехи физических наук, 1970, № 100, с. 103—107.

УДК 669.017.11

П.А.ПАРХУТИК, канд.техн.наук,
И.Ю.КУПРИЯНОВА, канд.техн.наук
(ФТИ АН БССР), Н.Г.КОТКОВ
(НПО "Прогресс")

ГРАНУЛИРОВАНИЕ СПЛАВОВ — ПУТЬ ЭФФЕКТИВНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СЫРЬЯ

В работе изучалась возможность получения деформированных полуфабрикатов из сложнoleгированных гранулированных сплавов типа вторичных системы Al—Mg—Cu—Mg. Композиции составлены на базе дешевого и недефицитного вторичного сырья.

Составы исследованных сплавов приведены в табл. 1.

Как видно из таблицы, эти сплавы нельзя относить не только к деформируемым, но даже к литейным качественным сплавам. Обычно такие сложные

Т а б л и ц а 1

Номера сплава	Химический состав (массовая доля, %)										Σ л. э.
	Cu	Zn	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Al	
9	3	—	—	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	остаточное	9,4
12	3	1	2	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	12,4
13	3	2	2	3	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	13,4
14	3	3	1	4	2,5	0,5	0,2	0,1	0,1	"	14,4
18	4	3	2	5	2,5	0,8	0,6	0,1	0,1	"	18,1

композиции, содержащие много примесей, существенно снижающих механические свойства, используют в качестве раскислителей в черной металлургии.

Указанные сплавы отличаются большим разнообразием по фазовому и структурному строению. При медленном охлаждении в их структуре можно обнаружить сравнительно крупные дендриты α -твердого раствора легирующих элементов в алюминии, мелкие выделения эвтектического кремния, участки θ -фазы (CuAl_2) и разветвленную железомарганцевую составляющую в форме "китайского шрифта". Структура гранул того же состава представляет весьма мелкие дендритные ячейки твердого раствора и тонкую почти непрерывную сетку междендритных прослоек избыточных фаз. Количественные изменения структурных составляющих (размер дендритных ячеек α -раствора в гранулах уменьшается на 1–2 порядка, толщина эвтектических прослоек в 5–7 раз по сравнению с отливкой в кокиль) аналогичны соответствующим изменениям структуры гранул стандартных вторичных сплавов алюминия. При этом вторичные фазы независимо от их состава кристаллизуются в виде тонких проделговатых включений.

Получению деформированных полуфабрикатов из гранул предшествуют технологические нагревы при сушке и брикетировании. Строение гранул в процессе горячего брикетирования в известной мере можно охарактеризовать, исследовав их микроструктуру после отжига при 400–450 °С. При кратковременном высокотемпературном нагреве (10 мин) сплавов частицы эвтектического кремния несколько сфероидизируются, сохраняя свою дисперсность. Однако сформированный междендритный каркас остальных более устойчивых фаз сохраняется. При более длительном отжиге (4 ч) полностью разрушается литая дендритная структура, фаза CuAl_2 коагулируется, а частицы эвтектического кремния и железомарганцевой составляющей залегают в виде дисперсных округлых включений, которые не проявляют дальнейшей склонности к коагуляции при повышенных температурах и длительных выдержках.

На рис. 1 показано влияние продолжительности отжига при 430 °С на макротвердость гранул исследованных сплавов. Характерным является интенсив-

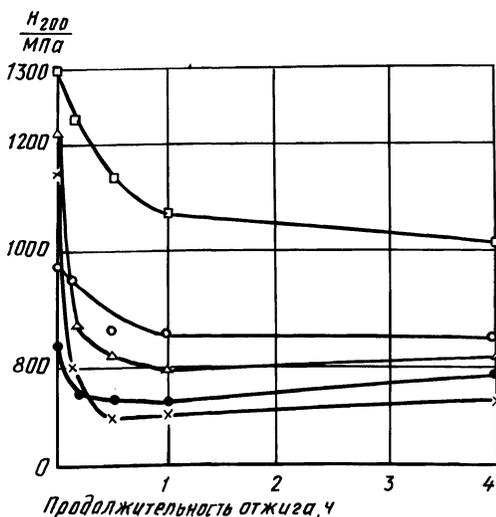


Рис. 1. Влияние продолжительности отжига при 430 °С на макротвердость гранул исследованных сплавов:
 ● — исходное горячее прессование; x — отжиг при 400 °С в течение 5 ч; Δ — закалка + искусственное старение; o — закалка + естественное старение

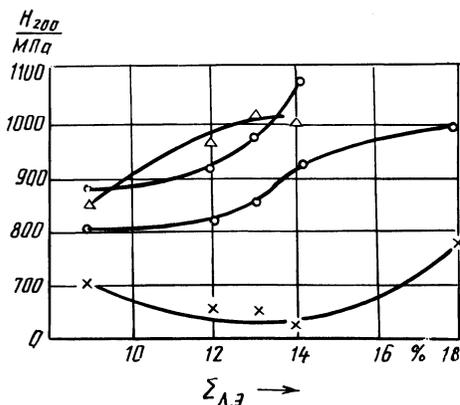


Рис. 2. Изменение твердости горячепрессованных прутков от содержания в сплавах легирующих элементов и режимов термической обработки:

- — сплав 9; x — сплав 12;
- △ — сплав 13; ○ — сплав 14;
- — сплав 18

ное разупрочнение всех сплавов за первые 10–30 мин выдержки при нагреве. Нагрев свыше 1 ч практически мало сказывается на изменении твердости, а в некоторых случаях она даже несколько возрастает, возможно, за счет процесса вторичного растворения легирующих добавок. Наиболее высокий уровень твердости выявлен на сплаве 18 как в литом состоянии, так и после отжига при 430°C . Через 15 мин твердость снизилась с 1320 до 1250 МПа, а после 4 ч выдержки остается на уровне 1000 МПа. Это указывает, что при компактировании гранул наиболее высоколегированного сплава следует применять более длительные изотермические выдержки или несколько повышать температуру нагрева. В менее легированных сплавах разупрочнение в процессе высокотемпературного отжига при 430°C завершается, в основном в течение 15–30 мин, что достаточно для нагрева гранул при их компактировании методом горячего прессования.

Измельченная в процессе быстрой кристаллизации структура гранул сохраняется и в полуфабрикатах, обеспечивая комплекс повышенных свойств. На рис. 2 приведена твердость прессованных прутков из исследованных сплавов в зависимости от режимов термической обработки. В исходном горячепрессованном состоянии твердость образцов сплавов 9, 12, 13 находится на одном уровне и составляет около 800 МПа, а у сплавов 14 и 18 заметно выше — 970–1000 МПа. Это обусловлено тем, что в структуре этих высоколегированных сплавов больше количество интерметаллических фаз.

В процессе отжига твердость прутков снижается и составляет 600–700 МПа. Закалка и последующее искусственное и естественное старение сильно упрочняют сплавы. Менее всего упрочняется сплав 9, в котором отсутствуют упрочняющие соединения, кроме небольших количеств фазы CuAl_2 . Сплавы 12, 13, 14 имеют примерно одинаковый уровень твердости после закалки и искусственного старения. Естественное старение этих сплавов в течение 4 сут, вероятно, недостаточно для достижения максимального упрочнения.

Полуфабрикаты из исследованных сплавов обладают хорошими прочностными свойствами (в зависимости от вида термообработки предел прочности составляет 260–400 МПа), и, что наиболее важно, высоким уровнем пластичности (относительное удлинение — 6–12 % в зависимости от вида термообработки). У сплавов подобных композиций, отлитых в обычных условиях, относительное удлинение не превышает 1 %.

Таким образом, экспериментально подтверждено, что высокоскоростное охлаждение расплава при гранулировании сложных по составу алюминиевых сплавов является эффективным методом воздействия на процесс формирования у них структуры и свойств, резко отличающихся от полученных в обычных условиях изготовления отливок. На основе этого установлена возможность использования высоколегированных гранулированных сплавов алюминия, изготовленных из вторичного сырья, для получения горячепрессованных полуфабрикатов.

УДК 621.74

Р.И.ЕСЬМАН, канд.техн.наук,
Н.П.ЖВАВЫЙ, А.С.КАЛИНИЧЕНКО, канд.техн.наук,
Э.Д.СЫЧИКОВ (БПИ)

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Процессы получения заготовок закалкой из жидкого состояния позволяют формировать изделия с необычными сочетаниями физико-механических свойств. Структура такого материала характеризуется мелкозернистым строением, расширением области твердых растворов, фиксированием метастабильных фаз и, в пределе, формированием аморфного состояния.

В настоящей работе исследовались структуры тонких лент из алюминиевых сплавов толщиной 0,1–2 мм на медной подложке. В лентах толщиной более 1 мм из сплава Al – 6 % Ni различаются две зоны: дендритного роста кристаллов и равноосных зерен. Причем для зоны равноосных зерен характерно неупорядоченное направление главных осей дендритов. В лентах толщиной менее 1 мм наблюдался мелкодисперсный конгломерат α -твердого раствора и фазы Al_3Ni .

Для сплава алюминия с железом характерно фиксирование метастабильной фазы Al_6Fe при толщине ленты менее 0,5 мм. Междендритный параметр для сплава алюминия, содержащего 4 % железа, составлял 5 мкм, скорость охлаждения расплава – 10^3 К/с. В образце толщиной 2 мм формируются α -твердый раствор и первичный интерметаллид Al_3Fe в виде игл длиной 50 мкм и толщиной 5 мкм.

Микроструктура сплава алюминия (4,5 % меди) характеризуется мелкозернистым строением с равномерно распределенной фазой $CuAl_2$, которая является упрочняющей. Данная микроструктура соответствует образцу, охлажденному со скоростью 10^3 К/с из жидкого состояния.

Сплавы алюминия, содержащие легирующие добавки железа и никеля, сохраняют свои физико-механические свойства при температурах до 623°K , поэтому в работе были исследованы некоторые тройные сплавы системы Al–Fe–Ni. Микроструктура сплава Al – 3,5 % Fe – 2,5 % Ni носит дендритный характер с четко выраженным направлением теплоотвода. По границам дендритов выделяется фаза $FeNiAl_9$. Измерив расстояния между вторичными

осями дендритов, можно установить скорость охлаждения при закалке — 10^4 К/с. На некоторых участках структуры наблюдается выклинивание осей второго порядка.

На характер формирующейся структуры существенное влияние оказывают условия контакта между лентой и металлической подложкой. При хорошем контакте наблюдается формирование тонкодисперсного конгломерата α -твердого раствора и интерметаллидов, при снижении коэффициента теплопередачи — переход к дендритному затвердеванию.

Сплавы, содержащие литий, интересны с точки зрения снижения массы изделий. Анализ микроструктур сплава Al — 4,5 % Cu — 0,5 % Mn, содержащего добавки лития, показывает, что интерметаллические фазы равномерно распределены в α -твердом растворе. Фазы, которые могут формироваться в таком сплаве, включают Al_2CuLi , Al_7CuFe , $Al_{20}Cu_2Mn_3$, также Al_6Mn . Размеры включений — 1–5 мкм.

Таким образом, результаты исследований показывают благоприятное воздействие высоких скоростей охлаждения при закалке из жидкого состояния на структуру лент.

УДК 621.785.539.062

М.С.КРАСНЕР, Э.П.ПУЧКОВ, канд.техн.наук
(БПИ)

БОРИРОВАНИЕ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА С ПРИМЕНЕНИЕМ ЗАЩИТНЫХ АТМОСФЕР

Традиционный метод борирования в порошковых смесях на основе технического карбида бора с использованием герметизируемых плавкими затворами контейнеров обладает рядом недостатков. Один из них — невозможность регулирования в процессе насыщения состава газовой среды, образующейся в контейнере. Кроме того, все газообразные соединения бора в присутствии влаги и кислорода переходят в оксид бора (B_2O_3). Поэтому состав газовой среды будет зависеть от объема воздуха, оставшегося в контейнере после герметизации, и длительности процесса насыщения. Указанный недостаток можно устранить путем применения защитных атмосфер.

В данной работе исследовали процесс борирования в порошковой смеси, состоящей из 95 % карбида бора и 5 % фторбората калия. В качестве защитной атмосферы использовали баллонный азот, содержащий 0,2–0,4 % кислорода и 0,013 % влаги (температура точки росы $-40^\circ C$), который продували через порошковую смесь. Для повышения скорости нагрева и охлаждения образцов подачу азота на этих стадиях осуществляли в объемах, достаточных для псевдооживления порошковой смеси. На стадии насыщения азот подавался в объеме, необходимом для поддержания избыточного (20–50 мм вод. ст.) давления в контейнере. Порошковая смесь при этом находилась в неподвижном состоянии. Схема установки для насыщения приведена на рис. 1.

Основной активной составляющей газовой атмосферы, образующейся в контейнере при использовании данной порошковой смеси, является фторид бора. Он образуется за счет разложения фторбората калия: $KBF_4 \rightarrow BF_3 + KF$.

Для ускорения реакций с участием фторида бора в порошковую смесь добавляли алюмоникелевый катализатор.

На основании проведенных исследований установлено, что добавки алюмоникелевого катализатора при борировании в герметичных контейнерах без применения защитной атмосферы (азота) не инициируют процесс насыщения (рис. 2). Введение в порошковую смесь алюмоникелевого катализатора и использование защитной атмосферы (азота) позволяет значительно повысить скорость насыщения.

Все это можно объяснить следующим образом. При борировании в герметичных контейнерах без применения защитной атмосферы образующийся фторид бора взаимодействует с влагой, оставшейся в контейнере: $2BF_3 + 3H_2O = B_2O_3 + 6HF$. В результате его содержание резко уменьшается. Насыщение бором в основном происходит за счет взаимодействия стали с газообразными оксидами бора (BO и B_2O_3), образующимися в результате реакции восстановления оксида бора карбидом бора. Алюмоникелевый катализатор в этом случае играет роль инертной добавки, уменьшающей содержание активной составляющей — карбида бора, поэтому процесс насыщения замедляется.

При продувке порошковой смеси азотом влага и кислород удаляются из рабочей зоны, что способствует сохранению в ней фторида бора. Скорость насыщения при этом повышается.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы: 1) применение защитной атмосферы (азота) позволяет ускорить про-

цесс насыщения.

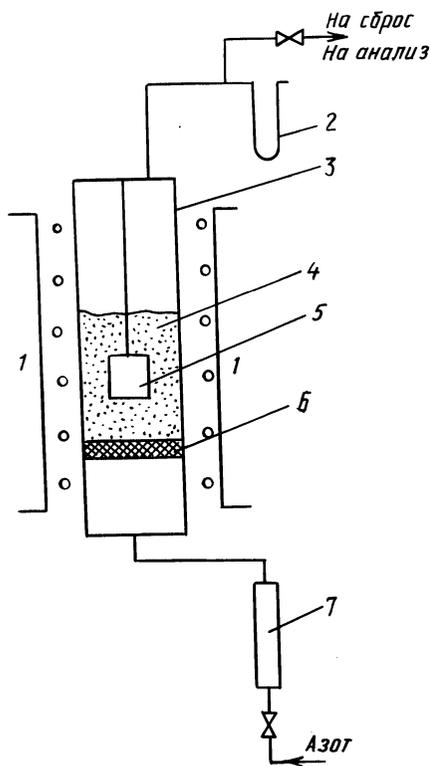


Рис. 1. Установка для насыщения с использованием защитной атмосферы:

1 — электропечь; 2 — манометр; 3 — муфта; 4 — диффузионная смесь; 5 — образец; 6 — газораспределительная решетка; 7 — ротаметр

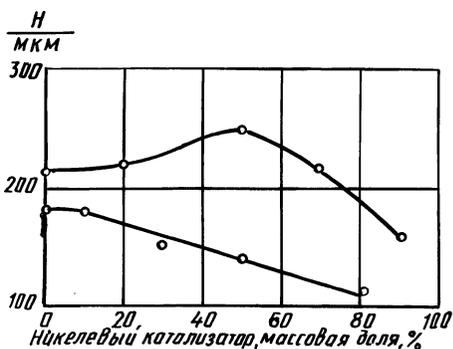


Рис. 2. Влияние условий насыщения на толщину боридного слоя:

● — с защитной атмосферой (950 °С — 3 ч); ○ — без защитной атмосферы (950 °С — 3,5 ч)

цесс насыщения в порошковых смесях на основе карбида бора; 2) добавление алюмоникелевого катализатора в сочетании с применением защитной атмосферы (азота) приводит к значительной интенсификации процесса борирования в исследованной смеси; 3) применение защитной атмосферы повышает технологичность процесса борирования и улучшает условия труда.

УДК 621.785.5

Н.И.ПИРИЖНЯК (БПИ)

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ВОССТАНОВИТЕЛЕЙ ДЛЯ ОДНОФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Бесперебойная работа и эффективность использования машин и механизмов, инструмента и технологической оснастки зависят от их долговечности и износостойкости. В ряде случаев детали машин должны обладать комплексом рабочих свойств, получение которых путем объемного легирования сталей невозможно или экономически нецелесообразно. В таких случаях на поверхность изделий наносят диффузионные покрытия.

Однофазные диффузионные слои возникают в результате работы короткозамкнутых гальванических элементов: деталь (катод) — расплавленный электрод — восстановитель (анод). Причем, если оценивать электрохимические восстановители по стационарному электродному потенциалу, то приемлемыми будут те, которые имеют больший положительный потенциал, чем фазы FeB, и больший отрицательный потенциал, чем формируемые фазы Fe₂B. К ним относятся широко используемые силикомарганец и карбид кремния (CMn17, SiC).

Задача исследования заключалась в выборе оптимальных электрохимических восстановителей, способствующих интенсификации процесса безэлектролизного жидкостного насыщения, уменьшению микрохрупкости и повышению износостойкости однофазных боридных покрытий.

Были предложены добавки к указанным восстановителям активных веществ: алюминия, силикокальция (CK25), карбида бора (B₄C). При этом суммарный электродный потенциал смещался в сторону большей электроотрицательности относительно фазы Fe₂B, но одновременно был больше электроположительного потенциала FeB. Электрохимические восстановители: CMn17 + CK25, CMn17 + Al, CMn17 + B₄C, SiC + CK25, SiC + Al, SiC + B₄C отвечают предъявляемым требованиям.

В процессе насыщения на поверхности изделий формировались однофазные боридные слои, что подтвердили металлографический и рентгеноструктурный анализы. Микрохрупкость однофазных боридных слоев уменьшилась в 2 раза по сравнению с однофазным слоем из широко используемого состава с силикомарганцем, и в 3 раза — с карбидом кремния. Как показал спектральный анализ, это связано с дополнительным легированием боридного слоя марганцем и кремнием. Износостойкость однофазных боридных слоев при трении скольжения без смазочного материала увеличилась в 2,2 раза, что связано с

большей их пластичностью и меньшей чувствительностью к возникающим напряжениям.

Скорость роста объема фазы Fe_2B определяется главным образом диффузионным потоком бора через эту фазу. В литературе показано, что размеры игольчатой ($x_2(t)$) и сплошной части ($x_1(t)$) слоя растут по закону [1]:

$$x_1(t) = P_0 \sqrt{(D_{V_1} + D_{S_1}) \frac{2\Delta_1}{R}} \frac{C_0 - C_{\min}}{C_{\min}} t; \quad (1)$$

$$x_2(t) = (1 + K) x_1(t), \quad (2)$$

где D_V, D_S – коэффициенты соответственно объемной и поверхностной диффузии; Δ – толщина поверхностной области; R – радиус иглы; $\epsilon = \frac{(C_0 - C_{\min})}{C_{\min}}$ –

относительный перепад концентрации бора вдоль слоя; C_{\min} – концентрация бора нижнего предела области гомогенности Fe_2B , $\epsilon \ll 1$; K – соотношение игольчатой и сплошной части. Связь между коэффициентами P и K определяется выражением:

$$\frac{1}{P_0^2} = \frac{K+3}{6} + \frac{K^2}{a} \left\{ \frac{1+K}{2K} \left[1 - \frac{b}{a} \ln\left(1 + \frac{a}{b}\right) \right] + \frac{2b}{3a} - \frac{1}{6} \left[\left(1 + \frac{b}{a}\right)^2 - \left(\frac{b}{a}\right)^2 \right] - \frac{1}{3} \left(\frac{b}{a}\right)^2 \ln\left(1 + \frac{a}{b}\right) \right\}, \quad (3)$$

где $a = \frac{D_{V_2}}{D_{V_1} + D_{S_2} \frac{2\Delta_1}{R}}$; $b = \frac{D_{S_2} \frac{2\Delta_2}{R}}{D_{V_1} + D_{S_2} \frac{2\Delta_1}{R}}$.

С увеличением игольчатости слоя (K) параметр P уменьшается. По опытными данным кинетики скорости роста игольчатой и сплошной части слоя найдено значение K . Из формулы (1) можно определить эффективный коэффициент массопереноса. Чтобы найти $(D_V + D_S \frac{2\Delta}{R}) \epsilon$, необходимо знать параметр P . Так как точные значения a и b неизвестны, расчеты выполнены для трех предельных случаев: только объемная диффузия ($b = 0$; $a = 1$); только поверхностная ($a = 0$; $b = 1$); равный вклад объемной и поверхностной диффузии ($a = b = 1/2$).

Значит, с увеличением температуры насыщения возрастает эффективный коэффициент массопереноса, уменьшается интервал времени, необходимый для независимого роста зародышей фазы Fe_2B .

С увеличением отрицательного суммарного стационарного электродного потенциала восстановителя увеличиваются эффективный коэффициент диффузии, игольчатость однофазных боридных покрытий и абразивное изнашивание; уменьшаются микрохрупкость и изнашивание при трении скольжения без смазочного материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М. Диффузионный массоперенос в многокомпонентных системах.—Мн.: Наука и техника, 1979. — 256 с.

УДК 669.141.25

Е.И.БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
Н.Ф.НЕВАР, М.В.СИТКЕВИЧ,
канд.техн.наук (БПИ)

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОБОРИСТЫХ ЛИТЫХ СПЛАВОВ

Анализ процессов, протекающих в смесях, включающих карбид бора и железосодержащий порошок, показал, что при высокотемпературной выдержке в них образуются высокотвердые фазы FeB, Fe₂B. Термодинамические расчеты и экспериментальные данные свидетельствуют о том, что взаимодействие указанных исходных компонентов происходит и в расплаве. В результате появляется возможность получения железобористых сплавов со структурой, состоящей из твердого раствора внедрения бора в α -железо, боридов (FeB и Fe₂B) и цементита Fe₃C.

Экспериментальные сплавы выплавляли в графитовой печи электросопротивления типа Таммана. Расплав низкоуглеродистой стали раскисляли марганцем и кремнием, после чего в него вводили карбид бора.

Металлографический анализ показал, что в зависимости от содержания бора морфология структуры сплава претерпевает значительные изменения. Так, при введении 1–2 % В структура состоит из зерен феррита, по границам которых отдельными локальными участками располагается боридная эвтектика. Дальнейшее повышение содержания бора в сплаве (до 3 %) приводит к увеличению участков боридной эвтектики и смыканию их между собой. При этом наблюдается характерная для литого материала дендритная структура.

Рентгеноструктурный анализ сплавов указывает на наличие в их составе, кроме боридов и α -фазы, также цементита, образованного вследствие отщеснения углерода из зон, занимаемых боридной эвтектикой, и роста его концентрации в твердой фазе.

Дальнейшее увеличение содержания бора в сплаве (3,5–4 %) приводит к образованию структуры эвтектического строения, состоящей из бороцементитной и α -фаз, а также боридов. При содержаниях бора в сплаве выше 4 % формируется структура заэвтектического характера, в которой присутствуют первичные кристаллы фазы Fe₂B.

Данные дюрOMETрического анализа показывают, что с увеличением содержания бора твердость сплава растет (рис. 1). Так, в сплаве с 1–2 % В твердость полученного материала находится на уровне 30 НРС₃. Увеличение содержания бора в сплаве (3–5 %) позволяет повысить твердость до 40–55 НРС₃.

Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре с использованием стандартных образцов без надреза. Ударная вязкость понижает-

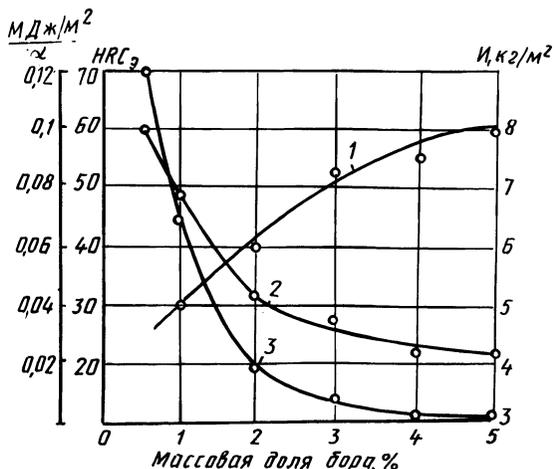


Рис. 1. Влияние содержания бора на показатели механических свойств сплавов: 1 — твердость; 2 — ударная вязкость; 3 — износ

ся с увеличением содержания бора в сплаве (особенно интенсивно при концентрации 1—3 %). Значения исследуемой характеристики изменяются в пределах 0,1—0,03 МДж/м² (рис. 1).

Сопротивление изнашиванию исследуемых сплавов увеличивается с повышением содержания бора (рис. 1). Сопротивление деформированию при изгибе с увеличением содержания бора в материале снижается.

Таким образом, как показывают исследования, оптимальное содержание бора 2,5—3,2 % при концентрации углерода 0,3—0,4 %.

Установлено, что кремний и марганец, вводимые для раскисления (0,4—0,6 %), оказывают существенное влияние на свойства сплава. При этом отмечается некоторое повышение твердости и ударной вязкости за счет дополнительного легирования α -фазы, измельчения структуры, удаления вредных примесей. Изучение жидкотекучести разработанных сплавов показало, что при температуре заливки 1500 °С ее значения изменяются от 800 до 900 мм. По данному показателю разработанный материал можно сравнить с таким широко применяемым литейным сплавом, как высокохромистый износостойкий чугу́н. Эксперименты показали, что оптимальная температура заливки — 1450—1480 °С.

На основании выполненных опытов можно рекомендовать к использованию следующий состав сплава (массовая доля, %): С — 0,3—0,4; В — 2,5—3,2; Mn — 0,4—0,6; Si — 0,4—0,6; железо — остальное [1].

Результаты экспериментов свидетельствуют также о том, что после отжига образцов при 900 °С в течение 8 ч с последующим медленным охлаждением существенных изменений в их структуре не происходит. Отжиг при 950—1050 °С в течение 4—10 ч приводит к разрыву сетки боридной эвтектики, окаймляющей зерна твердого раствора. Ударная вязкость повышается на 10—15 %.

Производственное апробирование железобористого сплава производили в технологической лаборатории Минского тракторного завода. Испытания пока-

зали, что пластинки для металлорежущего инструмента, изготовленные из разработанного сплава, могут успешно использоваться для оснащения токарных резцов (в испытанных режимах) вместо стали Р6М5.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 1089164 (СССР). Сплав на основе железа/М.В.Ситкевич, Е.И.Бельский, Н.Ф.Невар. — Оpubл. в Б. И., 1984, № 16.

УДК 621.785.5

М.В.СИТКЕВИЧ, канд.техн.наук,
НГУЕН ВАН ХЪЕН, канд.техн.наук (БПИ)

ОСТАТОЧНЫЕ И ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В БОРИРОВАННЫХ ОБРАЗЦАХ

Для изучения термонапряженного состояния в поверхностно-упрочненных изделиях рассмотрим кольцевой образец, состоящий из n слоев различных материалов, индексы которых увеличиваются по мере удаления от общей оси: $i = 1, 2, \dots, n$. i -й слой имеет внутренний радиус r_{i-1} , наружный r_i и соответствующие модуль упругости E_i и коэффициент теплового расширения α_i .

Можно считать, что в кольцевых образцах осевые термические напряжения отсутствуют. Для определения радиального и тангенциального напряжений σ_r^i и σ_θ^i в наиболее опасных местах — на границах слоев — предположим, что в результате изменения температур в кольце первоначальная граница между i -м и $(i + 1)$ -м слоями переместится.

Так как материал непрерывен при переходе через границу от одного слоя к другому, имеем:

$$U_{iH}^T - U_{(i+1)B}^T = U_{(i+1)B}^P - U_{iH}^P, \quad (1)$$

где $U_{(i+1)B}^T$, U_{iH}^T — тепловые перемещения внутренней и наружной поверхностей $(i + 1)$ -го и i -го слоев соответственно; $U_{(i+1)B}^P$, U_{iH}^P — перемещения внутренней и наружной поверхностей $(i + 1)$ -го и i -го слоев соответственно в результате действия радиального напряжения σ_r^i на границе i -го и $(i + 1)$ -го слоев.

Значения U_i^T и U_i^P определяются из следующих выражений [1]:

$$U_{iH}^T = \frac{2\alpha_i r_i}{r_i^2 - r_{i-1}^2} \int_{r_{i-1}}^{r_i} T r dr + \delta_i r_i; \quad (2)$$

$$U_{(i+1)B}^T = \frac{2\alpha_{i+1} r_i}{r_{i+1}^2 - r_i^2} \int_{r_i}^{r_{i+1}} T r dr + \delta_i r_i;$$

$$U_{iH}^p = \frac{1 - \mu_i}{E_i} \frac{\sigma_{i-1}^r r_{i-1}^2 - \sigma_i^r r_i^2}{r_i^2 - r_{i-1}^2} r_i + \frac{(1 - \mu_i) r_{i-1}^2 r_i^2 (\sigma_{i-1}^r - \sigma_i^r)}{E_i r_i (r_i^2 - r_{i-1}^2)}; \quad (3)$$

$$U_{(i+1)B}^p = \frac{1 - \mu_i}{E_{i+1}} \frac{\sigma_i^r r_i^2 - \sigma_{i+1}^r r_{i+1}^2}{r_{i+1}^2 - r_i^2} r_i + \frac{(1 - \mu_{(i+1)}) r_i^2 r_{i+1}^2 (\sigma_i^r - \sigma_{i+1}^r)}{E_{i+1} r_i (r_{i+1}^2 - r_i^2)},$$

где δ_i – относительное изменение объема материала в i -м слое в результате фазовых превращений (если они имеют место при данном режиме нагрева или охлаждения); μ_i – коэффициент Пуассона материала.

Введем следующие обозначения:

$$N_i = 2/(1 - \rho_{i-1}^2); \quad M_i = 2\rho_i^2/(1 - \rho_i^2);$$

$$P_i = -\mu + (1 + \rho_{i-1}^2)/(1 - \rho_{i-1}^2); \quad Q_i = \mu_i + (1 + \rho_{i-1}^2)/(1 - \rho_{i-1}^2),$$

где $\rho = r_i/r_{i+1}$.

Учитывая, что $\int_{r_{i-1}}^{r_i} T r dr = r_i^2 \int_{\rho_{i-1}}^1 T \rho d\rho$, после подстановки выражений (2) и (3) в формулу (1), получим:

$$\alpha_{i+1} N_{i+1} \int_{\rho_i}^1 T \rho d\rho - \alpha_i N_i \int_{\rho_{i-1}}^1 T \rho d\rho = -\frac{M_{i-1}}{E_i} \sigma_{i-1}^r + \left(\frac{Q_{i+1}}{E_{i+1}} + \frac{P_i}{E_i} \right) \sigma_i^r - \frac{N_{i+1}}{E_{i+1}} \sigma_{i+1}^r. \quad (4)$$

Приняв i от 1 до $(n-1)$, из уравнения (4) получим систему $(n-1)$ уравнений, содержащих $(n-1)$ неизвестных $\sigma_1^r, \sigma_2^r, \dots, \sigma_{n-1}^r$. Если имеют место внешние давления ($\sigma_0^r \neq 0, \sigma_n^r \neq 0$), их значения должны быть заданы, и они также входят в систему (4).

Тангенциальные напряжения на внутренней и наружной поверхностях каждого i -го слоя определяются по формулам:

$$\sigma_{iB}^{\theta} = \alpha_i E_i \left[N_i \int_{\rho_{i-1}}^1 T \rho d\rho - T_{iB} \right] + \sigma_{i-1}^r (Q - \mu_i) - \sigma_i^r N_i; \quad (5)$$

$$\sigma_{iH}^{\theta} = \alpha_i E_i \left[N_i \int_{\rho_{i-1}}^1 T \rho d\rho - T_{iH} \right] + \sigma_{i-1}^r \mu_{i-1} - \sigma_i^r (Q_i - \mu_i),$$

где T_{iB}, T_{iH} – температура на внутренней и наружной поверхностях i -го слоя.

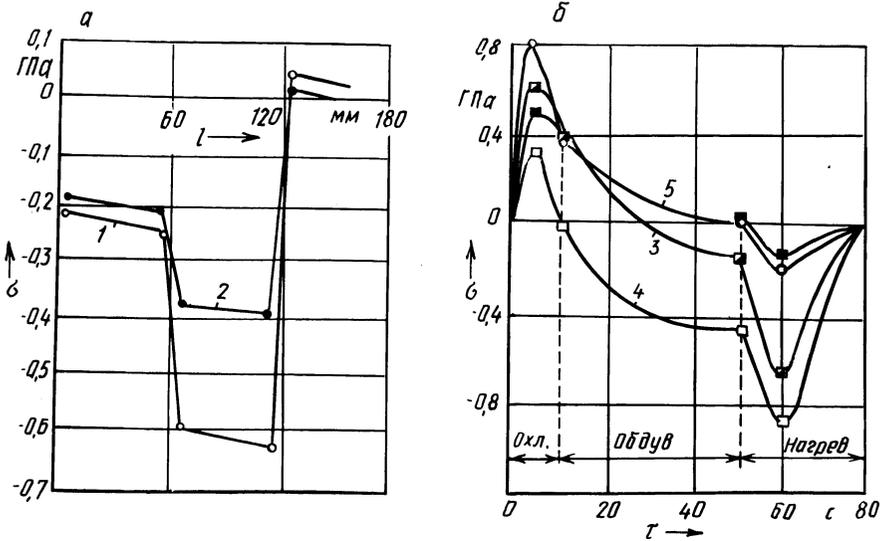


Рис. 1. Остаточные напряжения в боридном слое (а) и изменение термических напряжений в кольцевых борированных (■, □, ▣) и неборированных образцах стали 45 в процессе термоциклирования (б):

1 — охлаждение на воздухе; 2 — в воде; 3 — в фазе FeV; 4 — в фазе Fe₂V; 5 — в матрице стали (нагрев в свинцовой ванне при 700 °С, охлаждение в воде, $a = 50 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$); l — расстояние от поверхности; τ — время процесса

T в формулах (2), (4), (5) определяется как разность начальной и рабочей температур. Остаточные напряжения рассчитывают по уравнениям (4) и (5) с учетом

$$\alpha_i N_i \int_{\rho_{i-1}}^1 T \rho d\rho = \alpha_i \Delta T,$$

где ΔT — разность нормальной (комнатной) и температуры, при которой материал переходит из пластичного состояния в упругое в процессе охлаждения. Если для двух слоев i и (i + 1) существуют различные ΔT , то в уравнение (4) входит наименьшее из них.

Результаты расчета остаточных напряжений в борированных слоях (случай $n = 3$ — двухфазный диффузионный слой с одинаковым содержанием FeV и Fe₂V и $n = 2$ — однофазный слой) с учетом фазовых превращений стали 45 представлены на рис. 1, а. Следует отметить, что различные условия охлаждения образцов, а следовательно, и разные степени фазовых превращений, приводят к наличию различных остаточных напряжений. Мартенситное превращение сопровождается увеличением объема матрицы и снижением уровня остаточных напряжений. Важно отметить также, что тангенциальные напряжения являются сжимающими и на порядок выше, чем растягивающие радиальные. В отличие от тангенциальных, которые мало зависят от толщины диффузионного слоя, радиальные напряжения возрастают примерно пропорционально толщине слоя и определяют склонность его к скалыванию: чем больше толщина диффузионного слоя, тем выше склонность его к скалыванию. Поэтому инструмент, работающий в условиях динамических нагрузок, желательно упрочнять.

В процессе термоциклирования наиболее опасным следует считать период охлаждения, так как именно на этой стадии в образцах возникают растягивающие напряжения. В борированных образцах, критерии Bi которых при охлаждении такие же, как и у неборированных, максимальные растягивающие напряжения в матрице находятся практически на том же уровне, что и в неборированных (меньше лишь на σ_1'). Однако если испытания осуществляются при одинаковых режимах, то для борированных образцов условия теплопередачи оказываются всегда менее жесткими, чем для неборированных, благодаря термическому сопротивлению боридных покрытий. Так, например, при коэффициенте теплопередачи $a = 50 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ для неборированных колец $Bi = 21$, для борированных же (двухфазные слои толщиной 200 мкм) — 13,5. В этих условиях охлаждения максимальное напряжение в неборированном кольце достигает 800 МПа и более, в то время как в бориде $\text{FeB} - 650$, $\text{Fe}_2\text{B} - 360$, а в матрице — 520 МПа. Совершенно очевидно, что борирование благоприятно сказывается на термонапряженном состоянии стальных колец. Вместе с тем следует отметить, что предел прочности боридного слоя на растяжение (255–275 МПа) в несколько раз меньше предела прочности стали (600–700 МПа), а амплитуда цикла максимальных термических напряжений при термоциклировании в боридных покрытиях больше, чем в поверхностном слое неборированных образцов. Это, как показали эксперименты, обуславливает раннее появление термоусталостных трещин на борированных образцах.

Наиболее важными факторами, определяющими термонапряженное состояние диффузионно-упрочненных сталей при термоциклировании, являются: 1) условия нагрева и охлаждения (критерий Bi); 2) толщина диффузионного слоя; 3) физико-механические свойства диффузионного слоя. Регулируя эти факторы, можно изменять термонапряженное состояние деталей, например, подбирать такие покрытия и условия теплопередачи, чтобы в диффузионном слое действовали только сжимающие напряжения ($\sigma_{2в}^\theta \leq 0$). Для этого необходимо, чтобы удовлетворялось условие

$$P_{0 \max} \leq \frac{(a_1 - a_2) \Delta T}{a_1 N_1 - a_2 N_2 \theta},$$

где $P_{0;1} = \int_0^1 T \rho dp$, $\theta = P_1 / P_0$; a_1, a_2 — коэффициенты теплового расширения стали и покрытия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коваленко А.Д. Термоупругость. — Киев: Вища школа, 1975. — 216 с.

БОРИРОВАНИЕ НАПЫЛЕННЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

К числу наиболее эффективных способов борьбы с изнашиванием и коррозией относятся методы упрочнения поверхностей наплавкой или напылением твердыми сплавами. Газотермическое напыление не требует сложного оборудования, при нем практически отсутствуют коробление и структурные изменения обрабатываемой детали.

Важное значение имеет правильный подбор напыляемых материалов, химический состав которых определяется условиями эксплуатации. Хорошо себя зарекомендовали самофлюсующиеся хромоникелевые твердые сплавы, которые обладают высокой износ- и коррозионной стойкостью. Эти сплавы отличаются высокими технологическими свойствами, низкой температурой плавления ($980\text{--}1080^\circ\text{C}$), что способствует формированию качественных покрытий на деталях. Однако самофлюсующиеся сплавы обладают высоким, чаще всего отличающимся от материала детали коэффициентом линейного расширения, поэтому после напыления возможно отслоение покрытий. Кроме того, хромоникелевые сплавы склонны к перегреву, в результате которого нарушается мелкозернистая структура наплавленного слоя, что вызывает ухудшение свойств и, в первую очередь, его твердости. Для предотвращения этого после газотермического напыления производят оплавление покрытий.

Одним из возможных путей снижения склонности напыленного покрытия к перегреву, улучшения эксплуатационных свойств может быть химико-термическая обработка, при которой происходит не только оплавление покрытий, но и дополнительное насыщение легирующими элементами. Исследования показали целесообразность борирования, позволяющего повысить износостойкость деталей.

Газотермическому напылению самофлюсующимся никелевым сплавом ПГ-СР2 подвергали образцы цилиндрической формы диаметром 20 мм и длиной 150 мм на сконструированной в Новополюцком политехническом институте установке УГН. Химический состав сплава (массовая доля, %): С — 0,2—0,5; Cr — 12,0—15,0; Si — 2,0—3,0; В — 1,5—2,1; Fe — 5,0; P — 0,04; S — 0,04; Ni — ост.

Толщина напыленного слоя составляла 2 мм. Борирование осуществлялось в герметически закрытых плавким раствором контейнерах, которые загружали в нагретую печь. В качестве наполнителя использовали порошок карбида бора, активатора — хлористый аммоний. Анализ микроструктуры и фотографирование проводили на микроскопе МИМ-7 при увеличении в 100 раз. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,89 Н. Износостойкость исследовали на машине трения СМЦ-2. Испытания на коррозионную стойкость проводили в среде, содержащей ионы хлора. Исследовали влияние температуры и продолжительности борирования на структуру и свойства покрытий. Наибольшая микротвердость и износостойкость была достигнута при температуре борирования $1030\text{--}1050^\circ\text{C}$ в течение 4 ч. При дальнейшем увели-

чении температуры наблюдалось укрупнение зерна и снижение микротвердости. Исследовали микроструктуру и свойства покрытий. Структура хромоникелевых покрытий состоит из избыточных кристаллов карбидов и боридов хрома, боридов никеля в матрице твердого раствора на никелевой основе, эвтектики. Борирование способствует формированию более однородной и мелкозернистой структуры покрытия. Кроме этого, происходят изменения в структуре переходной зоны: между борированным напыленным слоем и основой выявляется плотный белый слой (толщиной до 15 мкм) твердого раствора, вклинивающийся в основной металл. Эти изменения оказывают влияние на прочность сцепления покрытия с подложкой.

Микротвердость напыленного покрытия после борирования возрастает с HV800 до HV1200. В результате увеличиваются износостойкость (в 1,5–2) и коррозионная стойкость (в 1,2–1,8 раза).

УДК 621.785.5

Н.А.ГАЛЫНСКАЯ, Е.А.КУЛИКОВСКИЙ,
канд.техн.наук (БПИ)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БОРОХРОМИРОВАННЫХ СЛОЕВ В АЛЮМОТЕРМИЧЕСКИХ СМЕСЯХ

Большой интерес с точки зрения комплекса свойств (высокая коррозионная стойкость, жаростойкость в сочетании с твердостью и износостойкостью при пониженной хрупкости) представляют бориды хрома. Попытки получить при совместном насыщении стали бором и хромом диффузионные слои, содержащие эти соединения, результатов не дают. В зависимости от соотношения борировующей и хромирующей составляющих смеси протекает либо процесс борирования, либо хромирования. В работе исследована возможность получения диффузионных слоев на основе боридов хрома последовательным насыщением углеродистых сталей: диффузионным хромированием боридных слоев. Термодиффузионную обработку осуществляли газовым контактным методом в порошковых алюмотермических смесях на основе оксидов насыщающих элементов.

Установлено, что необходимым условием получения на поверхности стали сплошного слоя фазы Cr_2B является максимальная концентрация бора в исходном боридном слое, т. е. наличие фазы FeB. При хромировании двухфазной (FeB + Fe_2B) подложки на поверхности протекает реакция: $2Cr + 2FeB \rightarrow Cr_2B + Fe_2B$ с образованием сплошного слоя нижнего борида хрома толщиной 30–40 мкм и твердостью 2200 HV.

Бориды хрома в процессе нагрева под диффузионную металлизацию диффундируют как в сторону поверхности, так и в основной металл (с увеличением толщины исходного боридного слоя в 1,5 раза). Под зоной борида хрома расположена зона боридов железа FeB и Fe_2B толщиной 200–250 мкм. Борид железа FeB обнаруживается лишь рентгеноструктурным анализом.

Углерод, содержащийся в стали, образует с хромом мелкодисперсные карбиды $Cr_{23}C_6$, равномерно распределяющиеся на границе боридов хрома и железа.

Толщина диффузионного слоя и его зон определяется температурно-временным режимом насыщения, составом насыщающих смесей и маркой стали.

При хромировании однофазных боридных слоев бориды хрома не образуются вследствие недостатка бора. При этом происходит лишь легирование хромом борида железа. Диффузионные слои такого состава уступают по свойствам слоям на основе боридов хрома.

Лабораторные испытания свойств разработанных покрытий показали, что диффузионные слои на основе боридов хрома по износостойкости в условиях трения без смазочного материала превосходят борированные в 1,5–2 раза, по жаростойкости – в 10–12 раз, а их коррозионная стойкость в ряде агрессивных сред та же, что и хромоникелевой нержавеющей стали.

Производственные испытания борохромированных деталей машин и технологической оснастки в условиях коррозионно-абразивного изнашивания свидетельствуют о повышении эксплуатационной стойкости упрочненных деталей в 2–5 раз.

УДК 621.785.539

**В.Ф.ПРОТАСЕВИЧ, канд.техн.наук,
Г.В.ВОРОНОВИЧ, Ж.Б.САВИЦКАЯ (БПИ)**

ДИФфуЗИОННОЕ ХРОМИРОВАНИЕ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ

Одним из наиболее эффективных способов интенсификации диффузионных процессов является введение в насыщающую среду веществ с низкой температурой плавления. Имеется ряд работ, в которых показано действие таких добавок, как сурьма, хлористый цинк, цинк. В работе представлены результаты исследований свойств и структур диффузионных слоев на стали У8 после насыщения в порошковых средах, содержащих добавки Sn и Cu.

Насыщение проводили при 1000 °С в течение 4 ч. Для сокращения продолжительности эксперимента использовали один из методов математического планирования – метод Бокса–Уилсона. В качестве плана эксперимента была взята дробная реплика 2^{4-1} , причем факторами являлись компоненты среды. Это позволило исследовать насыщающую способность хромирующей среды в зависимости от содержания компонентов, входящих в состав порошковой смеси: оксида хрома, алюминия, оксида алюминия, олова и меди. Составы насыщающих сред и толщина диффузионных слоев представлены в табл. 1.

Анализ структур диффузионных слоев на стали У8 показал, что возможно образование трех типов покрытий.

Первый тип – сплошные карбидные хромированные слои толщиной до 15 мкм, состоящие из карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 и образующиеся при насыщении из сред № 4, 8–11.

Второй тип – алитированные слои (опыты 1, 2, 5 и 6), которые формируются в средах, содержащих порошок алюминия на верхнем уровне (15 %). Толщина слоев при данных условиях насыщения составляет от 60 до 190 мкм (табл. 1).

номер пыта	Состав среды (массовая доля, %)				Толщина слоя, мкм
	Cr ₂ O ₃	Al	Sn	Cu	
1	30	15	30	20	60
2	10	15	30	10	160
3	30	5	30	10	70
4	10	5	30	20	10
5	30	15	20	10	190
6	10	15	20	20	190
7	30	5	20	20	50
8	10	5	20	10	15
9, 10, 11	20	10	25	15	15

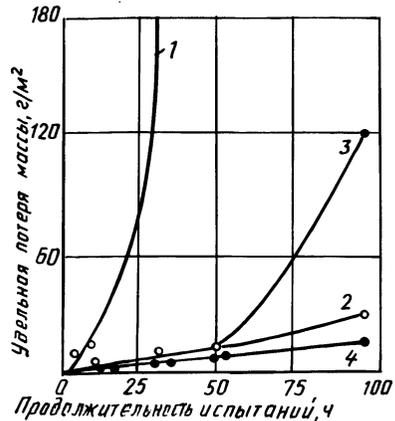


Рис. 1. Коррозионная стойкость карбидных хромированных слоев:
 3, 4 — 10%-ный р-р H₂SO₄; 1, 2 — 10%-ный р-р HNO₃; 1, 3 — (53 % Cr₂O₃ + 17 % Al + 30 % Al₂O₃) + NH₄Cl; 2, 4 — (30 % Cr₂O₃ + 5 % Al + 30 % Sn + 10 % Cu + 25 % Al₂O₃) + 1 % NH₄Cl

Насыщение из сред № 3 и 7 приводит к формированию карбидного хромированного слоя, который в верхней части имеет плотное строение, а затем разветвляется и проникает вглубь до 70 мкм ($t = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 4$ ч). В этом случае формируется карбид Cr₇C₃.

Новые карбидные слои, полученные на стали У8, исследовали на жаро- и коррозионную стойкость. Испытания на коррозионную стойкость проводили в 10 %-ных водных растворах серной и азотной кислот. Легирование диффузионного слоя оловом и медью увеличивает коррозионную стойкость в указанных средах по сравнению со стойкостью традиционных карбидных хромированных слоев (рис. 1).

Жаростойкость диффузионных слоев исследовали гравиметрическим способом с привлечением метода симплексных решеток. При этом изучили среды, в которые входили традиционная смесь для хромирования, смеси, содержащие добавки олова, меди и одновременно олова и меди. По результатам испытаний при 900°C в течение 50 ч составили уравнение, устанавливающее зависимость удельного прироста массы от состава насыщающей среды. Анализ математической модели показал, что для карбидных хромированных слоев, полученных из традиционного состава и из состава с добавками меди, уровень жаростойкости составляет 4–8 г/м². Введение в порошковую среду для насыщения

комплексной добавки олово-медь резко снижает жаростойкость диффузионного слоя. С увеличением ее содержания в смеси удельный прирост массы возрастает и может достигать 600 г/м^2 .

УДК 621.785.5

Е.А.КУЛИКОВСКИЙ, канд.техн.наук,
Е.Ф.КЕРЖЕНЦЕВА, Л.П.БОКОВА,
Н.И.ИВАНИЦКИЙ, канд.техн.наук (БПИ)

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВОВ ЗАЩИТНЫХ ПРОТИВООКСИДНЫХ ОБМАЗОК

Исследовали составы обмазок, предназначенных для защитных изделий от поверхностного оксидирования при химико-термической обработке. В качестве основных стеклообразователей были выбраны борный ангидрид (B_2O_3) и оксид кремния (SiO_2). Установлено, что введение 30–40 % борного ангидрида обеспечивает низкую температуру начала размягчения состава и образование вязкой сплошной корки, предотвращающей поверхностное оксидирование образцов уже при низких температурах (менее 650°C) и способствует незначительному изменению вязкости состава при длительном нагреве (до 900°C).

Оксид кремния (40–50 %) обеспечивает повышение тугоплавкости покрытия, т. е. препятствует стеканию состава при повышенных температурах (свыше 700°C).

Следует рекомендовать введение 10–20 % оксида алюминия (Al_2O_3) в боросиликатную смесь для повышения тугоплавкости и снижения химической активности защитных противоксидных обмазок.

Благоприятное влияние на защитные свойства обмазок обнаружено при добавлении 10–20 % легкоплавких оксидов сурьмы (Sb_2O_3) и особенно свинца (PbO), способствующих получению плотных и равномерных покрытий, полностью предохраняющих металл от оксидирования при высоких температурах.

Добавление 10 % BaO приводит к образованию на поверхности пенообразной стекломассы с повышенной пористостью, образцы оксидируются даже при низких температурах испытания.

Введение порошков алюминия, кремния и железа (5–10 %) с целью повышения прочности и сцепляемости покрытий положительных результатов не дало.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно рекомендовать следующие составы противоксидных обмазок (массовая доля): 30–40 % B_2O_3 ; 40–50 % SiO_2 ; 10–20 % Al_2O_3 ; 10–20 % PbO .

В качестве связующего использовали гидролизованый этилсиликат.

Пористость защитных противоксидных обмазок определяли гидростатическим методом.

Защитные противоксидные свойства оценивали визуально после выдержки образцов с обмазкой в течение 2–10 ч при 500, 600, 700, 800 и 900 °С.

Особенностью исследованных составов является наличие пористости. Уменьшение ее за счет заплывания пор стеклообразной массой и прежде всего легкоплавкими оксидами B_2O_3 , PbO , Sb_2O_3 улучшает защитные противоксидные свойства.

На основании исследования влияния компонентов противоксидных обмазок на пористость можно сделать следующие выводы: оксид алюминия незначительно уменьшает пористость исследованных составов; легкоплавкие оксиды PbO и Sb_2O_3 способствуют уменьшению пористости во всем интервале температур исследования; упрочняющие добавки (Al , Si , Fe) незначительно влияют на пористость боросиликатных систем, несколько снижая ее.

Предлагаемые составы защищают металл от поверхностного оксидирования в интервале температур 500–900 °С в течение 2–5 ч.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74

В.К.ВИНОКУРОВ, канд.техн.наук,
М.И.СТРИЖЕНКОВ, Л.П.ДОЛГИЙ (БПИ),
Б.П.БУБНОВ (ММЗ)

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЗАПОЛНЯЕМОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ

Разработанная методика позволяет оценивать влияние конструкции отливки и технологических параметров литья на заполняемость металлических форм алюминиевым расплавом по длине залитой отливки. Условие сохранения жесткости изделий при переходе на тонкостенное литье решается путем применения ребристой конструкции. При этом учитываются толщина стенок, размеры и расположение ребер жесткости. Технологические параметры включают обработку расплава перед заливкой, температурно-временные характеристики расплава и формы, состав кокильных покрытий.

С учетом вышесказанного была спроектирована и изготовлена экспериментальная оснастка (рис. 1), где два образца в виде пластин длиной 350 мм и шириной 80 мм располагаются горизонтально. Кокиль монтируется на кокильном станке мод. Л113 и состоит из верхней подвижной матрицы 1, нижней неподвижной матрицы 2 и сменных вставок 3, с помощью которых оформляются конструктивные элементы пластин-отливок. Предлагаемая методика позволяет приблизить эксперимент к реальным условиям заполнения горизонтальных полостей литейных форм как наименее заполняемых. Использование сменных вставок и различных составов кокильных красок приводит к колебанию размеров сечений заливаемых пластин, что не дает возможности принять в

качестве критерия оценки заполняемости длину залитых отливок. В связи с этим был предложен коэффициент заполняемости, учитывающий длину и сечение залитой пробы. За длину принимается часть отливки, полностью заполняющая форму по всей ее ширине. Коэффициент заполняемости (мм^{-1}) определяется как отношение длины залитой пробы к площади ее поперечного сечения.

Экспериментальная проверка конструкции кокиля показала высокую стабильность и повторяемость результатов. Так, при соблюдении горизонтально-

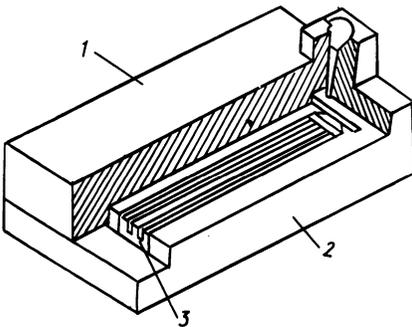


Рис. 1. Кокиль для определения формозаполняемости металлических форм

сти кокиля, постоянства напора металла, времени и температуры заливки отклонение полученных значений коэффициента заполняемости составило $\pm 3\%$.

Предложенная методика позволяет объективно оценить возможность снижения металлоемкости за счет уменьшения толщины стенок отливки при сохранении требуемой жесткости и прочности изделий.

УДК 621.746.0

В.Ф.СОБОЛЕВ, канд.техн.наук,
А.Н.ЧИЧКО (БПИ), Ф.Н.БОРОВИК
(ИФП АН БССР)

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЛИТЕЙНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ

В работе исследована возможность применения для анализа литейных свойств сплавов параметров электронного строения их компонентов.

В качестве параметров использовали энергию Ферми, значение энергии s , d -полос, заполнение s , d -оболочек, ширину полос, коэффициент, характеризующий скорость изменения энергии полос, вычисленные в приближении Хартри [1].

На первом этапе исследований с помощью регрессионного анализа изучена корреляционная зависимость литейных свойств сплава и электронной структуры его компонентов. В качестве характеристик электронной структуры были взяты рассчитанные параметры энергетического спектра атомов компонентов сплавов. Для формирования обучающей выборки использовали данные работы [2].

Результаты расчетов для наиболее информативных признаков приведены в табл. 1.

Высокие значения коэффициента множественной корреляции и низкие среднего квадратического отклонения свидетельствуют о наличии корреляционной связи между параметрами электронной структуры компонентов стали и ее литейными свойствами.

Таблица 1

Свойства	Значимость признака							Коэффициент множественной корреляции	Среднее квадратическое отклонение
	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7		
Жидкотекучесть	3,03	1,99	2,84	0,76	3,25	2,68	1,12	0,95	1,29
Усадка	42,26	42,85	19,95	1,63	15,30	14,34	7,94	0,99	4,61
Горячеломкость	21,14	25,78	12,67	4,62	10,89	7,61	8,08	0,93	2,09

Примечание. X_1 — коэффициент, зависящий от энергии d_0 -подполосы компонентов стали; X_2, X_3 — энергия в начале s и d -полос компонентов, соответственно; X_4, X_5 — ширина d_0 - и d_1 -подполос компонентов, соответственно; X_6 — энергия Ферми компонентов; X_7 — заполнение d_0 -подполос компонентов.

Добавка	Усадка, %		Горячеломкость, усл.ед.		Жидкотекучесть, мм	
	фактическая	расчетная	фактическая	расчетная	фактическая	расчетная
Ti	2,56	2,58	41	37	770	805
V	2,65	2,58	29	39	1012	921
Cr	2,30	2,33	36	31	960	1006
Mn	2,54	2,52	22	24	920	896
Co	—	1,75	—	22	—	1093
Ni	2,40	2,41	37	33	1000	1027
Cu	2,45	2,43	35	39	910	892
Zr	—	3,85	—	45	—	644
Nb	—	4,86	—	65	—	747
W	—	6,00	—	94	—	843
Mo	3,48	3,49	45	42	740	753
Bi	—	5,23	—	27	920	—

Это позволяет считать, что полученные параметры уравнения могут быть использованы для качественной оценки влияния компонентов сплава на его литейные свойства.

На втором этапе исследований были рассчитаны литейные свойства стали, содержащей 0,5 % добавки. В основу расчетов положены математические модели, построенные на обучающих матрицах. В качестве признаков использовали параметры электронного спектра компонентов, приведенные в табл. 1. Результаты для некоторых элементов даны в табл. 2.

Расчетные данные имеют реальные значения. Удовлетворительная сходимость фактических и расчетных данных для элементов, входящих в обучающую выборку, свидетельствует об адекватности применяемых математических моделей. Результаты исследований позволяют считать, что указанные параметры электронной структуры компонентов сплава могут быть использованы при оценке его литейных свойств. Информативные параметры электронного спектра компонентов можно выбрать для любого промышленного сплава, что делает предложенный метод перспективным при разработке литейных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Воропинов А.И., Гендельман Г.М., Подвальный В.Г. Электронные энергетические спектры и уравнение состояния тел при высоких давлениях и температурах. — УФИ, 1970, т. 100, № 2, с. 193—223.
2. Сенченко В.Т., Гуляев Б.Б. Влияние легирующих добавок на технологические свойства литой стали. — В кн.: Основы образования литейных сплавов. М.: Наука, 1970, с. 253—258.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ
ЧУГУНА *

В работах [1, 2] показано, что предварительная обработка расплава РЗМ повышает стабильность последующего внутрiformенного модифицирования магнием за счет рафинирования расплава. Исследования данного процесса проводили с использованием метода ЭДС, хорошо зарекомендовавшим себя при анализе активности кислорода в сталях. ЭДС, возникающую в кислородно-концентрационном элементе с твердым электролитом состава (массовая доля): 83 % ZrO_2 и 17 % Y_2O_3 и электродом сравнения 9 % Mo и 1 % MoO_2 , измеряли высокоомным цифровым вольтметром.

Активность кислорода a_0 рассчитывали по формуле

$$\lg a_0 = 2,685 - \frac{10,087 + 5661}{T},$$

где T — температура металла, К.

Плавка чугуна, содержащего 3,2–3,4 % С и 2,2–2,6 % Si, осуществлялась в силитовой печи сопротивления из материалов промышленной степени чистоты, что обеспечивало исходное содержание серы в пределах 0,04 %. Предварительная обработка расплава осуществлялась алюминием, ферроцерием и силикобанием (15 % Ва). Последующее модифицирование проводилось в тигле железо-кремний-магниевого лигатуры (7 % магния).

Обработка расплава алюминием, церием и барием приводит к снижению активности кислорода (рис. 1, а). Причем присадки ферроцерия и силикобария, составляющие до 0,5 % массы расплава, снижают активность растворенного кислорода более чем в 3 раза. Сравнение экспериментальных значений активности кислорода с расчетными равновесными по реакциям с углеродом и кремнием в исходном чугуне показывает, что в условиях плавки на воздухе расплав пересыщен по кислороду. Ввод алюминия и других раскислителей сопровождается снижением a_0 .

При этом оценка константы раскисления чугуна алюминием $K_{Al} = a_{Al}^2 \cdot a_0^3$ выполнялась с учетом зависимости активности алюминия (a_{Al}) от состава чугуна и расхода алюминия на раскисление сплава по методике [2] в предположении отсутствия вторичного окисления алюминия:

$$K_{Al} = f_{Al}^2 \left([Al]^H - \frac{2M_{Al} \Delta a_0}{3M_o f_o} \right)^2 (a_0^P)^3,$$

где f — коэффициент активности элементов в чугуне; Δa_0 — изменение активности кислорода при раскислении, равное разности начальной активности кислорода (a_0^H) и конечной (a_0^P); $[Al]^H$ — добавка алюминия в сплав; M_{Al} и M_o — соответствующие атомные массы.

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

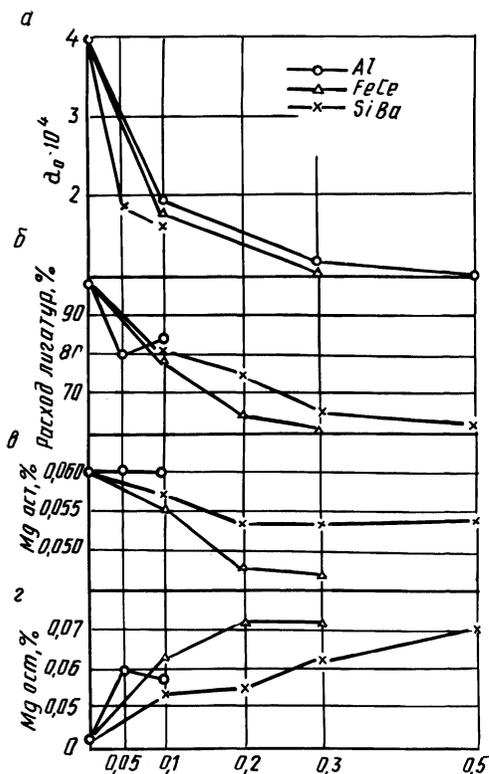


Рис. 1. Влияние предварительного рафинирования на степень раскисления расплава и на параметры сфероидизирующей обработки: —x— Al; —Δ— FeCe; —o— SiBa

(рис. 1, г). Отмечено также, что ферроцерий и силикобарий приводят к снижению критической концентрации, когда образуется шаровидный графит (рис. 1, в). По-видимому, это связано с тем, что Ba и Ce, помимо раскисления и десульфурации расплава, способствуют сфероидизации включений графита.

Исследования показали, что предварительная обработка расплава активными добавками позволяет повысить эффективность сфероидизирующей обработки чугуна магнием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Повышение стабильности получения отливок из высокопрочного чугуна/С.Н.Лекаш, Ю.В.Мищенко, Д.Н.Худокормов, Н.И.Бестужев. — Литейное производство, 1982, № 6, с. 9–10.
2. Худокормов Д.Н., Лекаш С.Н., Мищенко Ю.В. Влияние РЗМ на сфероидизирующее модифицирование чугуна магнием в литейной форме. — Изв. вузов. Черная металлургия, 1984, № 1, с. 111–114.

По-видимому, присадки активных по отношению к кислороду элементов (Al, Ba, Ce) способствуют за счет образования взвеси тугоплавких оксидов осаждения на них включений SiO_2 из пересыщенного кислородом расплава. При обработке Ce и Ba параллельно с раскислением может идти и процесс десульфурации.

Оценка влияния предварительной обработки расплава на процесс последующего сфероидизирующего модифицирования магнием производилась путем анализа структуры чугуна, полученного при возрастающих присадках железо-кремний-магниевого лигатуры. Критерием служили минимальный расход лигатуры, обеспечивающий образование шаровидного графита, и степень усвоения магния. Результаты представлены на рис. 1, б–г.

Предварительная обработка расплава ферроцерием и силикобарием (0,1–0,5 %) снижает на 10–30 % критический расход магниевого лигатуры. Причем при равном расходе лигатуры предварительная обработка всеми исследованными присадками способствует повышению степени усвоения магния

В.М.КОРОЛЕВ, канд.техн.наук,
В.М.МИХАЙЛОВСКИЙ, И.В.ДОРОЖКО,
канд.техн.наук, Г.В.СТЕПАНЮК (БПИ)

ВЛИЯНИЕ Mg, Ce, Y НА СВОЙСТВА ЧУГУНА В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ

Влияние микродобавок на свойства высокоуглеродистых сплавов железа необходимо рассматривать в тесной связи с изменением свойств металла в жидком состоянии. Эти вопросы имеют особо важное значение в производстве высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, получение которого непосредственно связано с использованием ряда элементов-сфероидизаторов, обладающих высокой химической активностью в расплавах железа. Вступая во взаимодействие с компонентами сплава, изменяя характер и значение сил межчастичного взаимодействия, данные элементы оказывают существенное влияние на строение и свойства жидкого металла, условия структурообразования и свойства получаемых отливок.

В работе исследовали влияние Mg, Ce и Y на кинематическую ν и ударную KC вязкости синтетического чугуна, содержащего 3,4–3,6 % C; 2,4–2,6 % Si; 0,01 % Mn; 0,008 % S; 0,021 % P. Ударную вязкость определяли на литых образцах размерами 10x10x55 мм с помощью ротационного копра типа PCO, кинематическую – методом крутильных колебаний тигля с исследуемым расплавом по методике Е.Г.Швидковского.

Результаты измерения ν чугуна, модифицированного Mg, Ce и Y, представлены на рис. 1. Обработка расплава элементами-сфероидизаторами (до 0,1 %) приводит к снижению его вязкости, при этом наиболее эффективное влияние оказывают малые добавки (0,05 %). Присадки модификаторов свыше 0,15 % вызывают повышение ν . Данная закономерность изменения ν особенно четко проявляется при модифицировании чугуна церием.

Известно, что на вязкость жидкого железа сильное влияние оказывают кислород, сера и азот. Являясь поверхностно-активными и сосредоточиваясь преимущественно в разупорядоченной зоне, эти примеси образуют устойчивые микрогруппировки с атомами растворителя, в которых силы связи преобладают над силами межчастичного взаимодействия. Последнее приводит к значительному повышению кинематической вязкости расплава железа. Рафинирование сплавов железа путем обработки жидкого металла химически активными элементами, связывающими S, O, N в устойчивые химические соединения, должно способствовать снижению ν . Именно этим объясняется снижение ν чугуна при введении в него небольших добавок Mg, Ce, Y. Рост кинематической вязкости в области заоптимальных концентраций Mg, Ce и Y связан, вероятно, с изменениями энергии межчастичного взаимодействия вследствие образования микрогруппировок модификатора с компонентами сплава.

Анализ температурных зависимостей изобарных термодинамических потенциалов реакций образования оксидов, сульфидов и нитридов модификаторов, вводимых в чугун, свидетельствуют о наиболее высокой рафинирующей способности Y и Ce. Однако иттрий оказывает менее эффективное влияние на

снижение ν . Это объясняется, по-видимому, недостаточной степенью усвоения иттрия, температура плавления которого 1525°C , что значительно превышает температуру модифицирования чугуна.

Механические испытания исследованных чугунов на ударный изгиб показали определенную взаимосвязь между свойствами металла в жидком и твердом состояниях. Минимальным значениям ν соответствуют максимальные значения $KС$. Однако сравнение абсолютных значений ν и $KС$ чугунов, модифицированных Mg , Ce и Y , показывает, что здесь не наблюдается тесной корреляционной связи. Если минимальной вязкостью обладает цериевый чугун, то максимальными значениями $KС$ характеризуется сплав, модифицированный магнием. Это свидетельствует о многофакторном влиянии исследованных микродобавок на процессы структурообразования и ударную вязкость чугуна. Важнейшим из этих факторов является степень сфероидизации графитных включений. Кроме того, процесс разрушения при ударных нагрузках зависит также от глубины рафинирования расплава и воздействия остаточных концентраций

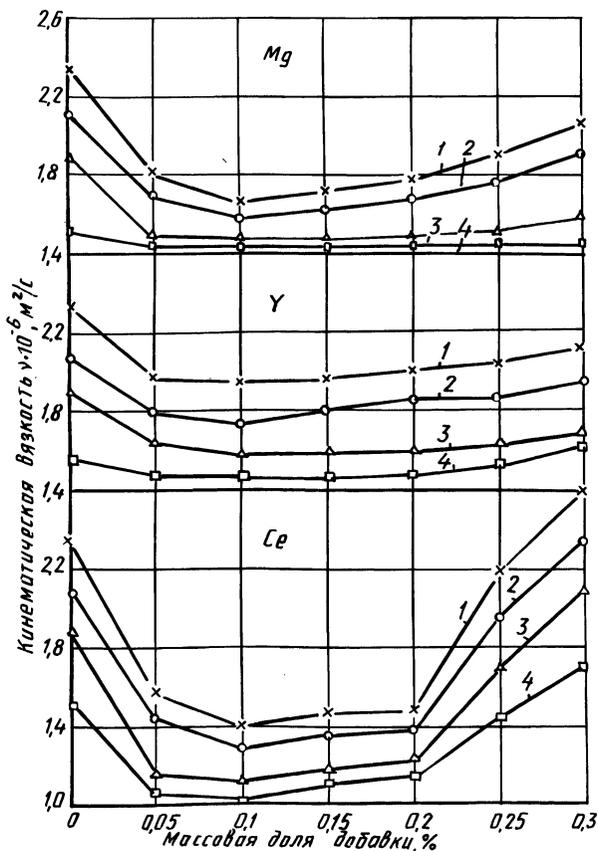


Рис. 1. Изменение кинематической вязкости расплава синтетического чугуна, модифицированного магнием, церием и иттрием:
1 — 1340°C ; 2 — 1380°C ; 3 — 1420°C ; 4 — 1460°C

модификатора на свойства α -твердого раствора. Так как Mg практически нерастворим в железе, его влияние на KC будет определяться первыми двумя факторами. Се и Y, частично растворяясь в γ - и α -железе, могут изменять параметры кристаллической решетки, вызывая при охлаждении ее искажение. В этом случае накладывается влияние третьего фактора.

Таким образом, на основании проведенных исследований установлена определенная взаимосвязь между кинематической и ударной вязкостями ВЧШГ, полученного модифицированием Mg, Се и Y. Однако на характер разрушения ВЧШГ оказывают влияние факторы, которые не всегда связаны с ν расплава. Поэтому при модифицировании сплава для получения более тесной корреляционной связи следует учитывать изменение и других структурно-чувствительных свойств.

УДК 629.114.2.02.002

Л.Л.СЧИСЛЕНКО, А.Н.РОГОЖНИКОВ,
Е.М.БЕЛОУС (БПИ)

ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА*

Для сравнения стоимости отливок из ВЧ со стоимостью соответствующих заготовок из серого чугуна (СЧ), ковкого чугуна (КЧ), нелегированной стали, поковок из углеродистой стали применяли аппроксимирующие единообразные формулы, позволяющие по массе g , типу материала n и группе сложности m определить стоимость C 1 т заготовок.

В результате анализа прейскуранта № 25-01 "Оптовые цены на отливки,ковки и горячие штамповки" было установлено, что для СЧ, КЧ, ВЧ и нелегированной стали в координатах $1000/C - \ln g$ табличные значения для каждой группы сложности достаточно хорошо аппроксимируются прямой, т. е. в указанных координатах аппроксимирующие формулы имеют вид:

$$\frac{1000}{C} = A_{nm} \ln g + B_{nm}, \quad (1)$$

где A_{nm} , B_{nm} — коэффициенты, определяемые методом наименьших квадратов.

В линейной функции $Y = A_{nm} X + B_{nm}$, где $Y = 1000/C$, $X = \ln g$, выбор коэффициентов A_{nm} , B_{nm} производится путем минимизации функции

$$\Phi(A_{nm}, B_{nm}) = \sum (A_{nm} X_i + B_{nm} - Y_i)^2, \quad (2)$$

где X_i , Y_i — численные значения из соответствующих таблиц прейскуранта.

Координаты точек минимума такой функции определяются путем решения системы:

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

$$\left. \begin{aligned} \phi'_A &= 2 \sum (A_{nm} X_i + B_{nm} - Y_i) X_i = 0; \\ \phi'_B &= 2 \sum (A_{nm} X_i + B_{nm} - Y_i) = 0. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Окончательные формулы вида (1) для всех перечисленных материалов соответствуют данным, приведенным в прејскуранте. В таблице цен для поковок из углеродистой стали марок 08-60 обнаружена иная закономерность, в связи с чем аппроксимирующие формулы для этой таблицы имеют вид:

$$C = B_{nm} + A_{nm} \ln g. \quad (4)$$

Кoeffициенты A_{nm} и B_{nm} для уравнений (1) и (4) представлены в табл. 1. С помощью зависимостей (1) и (4) оценивали эффективность применения ВЧ вместо традиционных материалов.

Положительный эффект (\mathcal{E} , руб.) достигается при выполнении следующего неравенства:

$$C_{nm}^g - C_{вч,m}^{x,g} = \mathcal{E} \geq 0, \quad (5)$$

где C_{nm}^g , $C_{вч,m}^{x,g}$ — соответственно стоимость заготовок из заменяемого материала и ВЧ, руб.; x — коэффициент уменьшения массы: $x = 0,5-1$. На основании формул (1) и (5) получено неравенство:

$$\frac{g}{A_{nm} \ln g + B_{nm}} - \frac{xg}{A_{вч,m} \ln xg + B_{вч,m}} = \mathcal{E} \geq 0. \quad (6)$$

Решение уравнения (6) производилось с учетом данных табл. 1 на ЭВМ "Электроника ДЗ-28".

В результате анализа установлено, что замена отливок из КЧ отливками из ВЧ экономически целесообразна только при одновременном снижении металло-

Таблица 1

Материал отливки	Кoeffициенты	Группа сложности				
		1	2	3	4	5
Высокопрочный чугуn	A	0,31	0,24	0,2	0,18	0,13
	B	3,14	2,7	2,3	1,95	1,7
Серый чугуn	A	0,36	0,27	0,24	0,2	0,16
	B	3,5	2,9	2,46	2,14	1,86
Ковкий чугуn	A	0,37	0,27	0,22	0,19	0,15
	B	3,4	2,7	2,35	1,96	1,72
Нелегированная сталь	A	0,29	0,22	0,18	0,12	0,11
	B	3,22	2,66	2,29	1,97	1,4
Поковки из углеродистой качественной стали	A	0,24	0,24	0,263	0,24	—
	B	2,98	2,625	2,21	1,96	—

емкости литых деталей не менее чем на 7–10 %. Снижение массы ввиду более высокой прочности ВЧ может составлять 12–15 %. При этом, например, для распространенных деталей из КЧ тракторного и сельскохозяйственного машиностроения металлоемкостью 5 и 20 кг экономия составит соответственно 40 и 30 руб. на тонну заготовок.

При замене СЧ на ВЧ экономии можно достичь только при одновременном снижении массы заготовки на 12–25 %. Это обеспечивает экономию для отливок массой 10 и 50 кг соответственно 73 и 62 руб. на 1 т.

Перевод стального литья на ВЧ даже без изменения геометрии отливки за счет меньшей плотности последнего позволяет снизить массу заготовки на 6–8 %. При этом следует учитывать, что стальные заготовки вследствие более высоких припусков по сравнению с ВЧ имеют завышенную металлоемкость (на 5–7 %). Все это дает возможность снизить металлоемкость литых заготовок на 10–12 %, экономия при этом составляет 60–65 руб. на 1 т.

Технико-экономический анализ показал, что в подавляющем большинстве экономическая эффективность применения ВЧ у потребителя достигается только при замене материала с одновременной конструкторско-технологической проработкой заготовки, направленной на снижение ее металлоемкости.

УДК 621.74

**Д.М.КУКУЙ, канд.техн.наук,
В.Ф.ОДИНОЧКО, А.Ф.СОХАНЬ (БПИ)**

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ЖИДКОСТЕКЛЬНЫХ СМЕСЕЙ НА РЕГЕНЕРИРОВАННОМ ПЕСКЕ

В практике литейного производства широкое распространение получили жидкостекляные смеси, отверждаемые феррохромовым шлаком. Такие смеси (ЖСС, ПСС), обладая рядом достоинств (низкая стоимость жидкого стекла, недефицитность ингредиентов, хорошие санитарно-гигиенические показатели), имеют существенный недостаток — одноразовое использование песка из-за малой эффективности методов его регенерации. Это обусловлено тем, что в результате химического взаимодействия жидкого стекла с феррохромовым шлаком и воздействия высокой температуры при заливке форм расплавленным металлом, на поверхности кварца образуются тугоплавкие, мало растворимые в воде кальциево-натриевые силикаты, обладающие большой адгезией с кварцем.

Для восстановления свойств кварцевых наполнителей, отработанных ЖСС, на кафедре "Материаловедение и литейное производство" БПИ разработан и исследован процесс электрогидравлической регенерации. Электрогидравлическая обработка водно-песчаных пульп производилась в разрядной камере лабораторной установки. Промывка и классификация регенерированного песка осуществлялась гидравлическим способом в потоке восходящей струи воды по классу крупности +0,1 мм.

Оптимизация параметров электрогидравлической регенерации песка проводилась с использованием математического планирования экспериментов.

Оценка эффективности процесса регенерации производилась по содержанию оксида натрия в регенерате и технологическим свойствам образцов жидкостекольных ЖСС, приготовленных на его основе.

Результаты исследований показали, что электрогидравлическая обработка водно-песчаных пульп, содержащих отработанные ЖСС, приводит к резкой интенсификации процессов растворения продуктов отверждения жидкого стекла за счет увеличения поверхности растворения при разрушении пленок и удалении их с зерен песка под воздействием электрических разрядов. Получаемый при этом регенерат по своему химическому и зерновому составу превосходит исходный свежий песок ЗК02Б и приближается к песку 1К02Б.

Технологическим испытаниям подвергали формовочную смесь (ЖСС-процесс) следующего состава (массовая доля, %): наполнитель — 96; ФХШ — 4; жидкая композиция плотностью 1300 кг/м³ составляла 9 % от массы наполнителя и ФХШ. Состав жидкой композиции: жидкое стекло ($M = 2,75$; $\rho = 1480$ кг/м³) — 7; КЧНР — 0,1; вода — 1,9. В качестве наполнителя использовали смесь свежего песка ЗК02Б с раздробленной и просеянной через сито с размерами ячеек 2,5 мм отработанной ЖСС и песок — регенерат отработанной ЖСС.

Исследования показали, что прочность на сжатие образцов ЖСС, приготовленных на регенерате, несколько превышает прочность смесей на свежем песке ЗК02Б и в 1,5–1,7 раза — прочность смесей, приготовленных без добавок свежего песка (табл. 1).

В табл. 2 приведены данные по осыпаемости образцов ЖСС. Установлено, что осыпаемость ЖСС на регенерате ниже, чем на свежем песке ЗК02Б и значительно (в 2,8–2,1 раза) ниже, чем у смесей, в качестве наполнителя которых использована отработанная ЖСС без добавки свежего песка.

Газопроницаемость, текучесть и живучесть ЖСС на регенерированном песке практически не отличаются от аналогичных характеристик смесей на исходном свежем песке ЗК02Б.

Таблица 1

Продолжительность отверждения, ч	Прочность ЖСС на сжатие (МПа) при содержании свежего песка в смеси (массовая доля, %)					Прочность регенерата, МПа
	0	25	50	75	100	
1	0,26	0,28	0,30	0,32	0,35	0,39
3	0,35	0,37	0,42	0,44	0,45	0,56
24	0,48	0,53	0,58	0,60	0,62	0,78

Таблица 2

Продолжительность отверждения, ч	Осыпаемость ЖСС (в процентах от массы образца) при содержании свежего песка в смеси (массовая доля, %)					Осыпаемость смеси с регенератом (в процентах от массы образца)
	0	25	50	75	100	
1	3,0	2,1	1,6	1,4	1,35	1,05
3	1,6	1,3	1,0	0,9	0,8	0,85
24	1,4	1,05	0,8	0,75	0,7	0,65

Хорошие технологические свойства ЖСС на регенерате, полученном электрогидравлическим методом, обусловлены отсутствием на зернах кварца инертных оксидных пленок и продуктов отверждения жидкого стекла. Установлено также, что разрушение адгезионных связей последних с зернами песка происходит по включениям кварца. Образовавшиеся при этом поверхности обладают повышенной активностью, способствующей повышению прочностных характеристик смесей.

УДК 621.744.079

П. П. КОВАЛЕВ, А. М. ДМИТРОВИЧ,
канд. техн. наук (БПИ),
А. Ф. АНУФРИЕВА (УралАЗ)

ПРИМЕНЕНИЕ ЖИДКИХ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ДОБАВОК В СОСТАВЕ ЕДИНЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ КОВКОГО ЧУГУНА

Как за рубежом, так и в нашей стране наметилась тенденция к увеличению объема производства отливок из белого чугуна с последующим отжигом на ковкий чугун. Основными потребителями отливок из ковкого чугуна являются автомобильная промышленность и сельскохозяйственное машиностроение. Высокая температура плавления белого чугуна и увеличенная продолжительность его кристаллизации создают более неблагоприятные условия взаимодействия сплава с компонентами материала формы по сравнению с серым чугуном. Поэтому для получения качественной поверхности отливок из ковкого чугуна необходимы эффективные противопригарные добавки. Применяемый для этих целей гранулированный каменный уголь снижает технологические свойства смесей, повышает запыленность и др. С 1977 г. ряд заводов страны для получения мелких и средних отливок из серого чугуна успешно использует в составе единых формовочных смесей жидкие противопригарные добавки на основе побочных продуктов нефтепереработки.

Расход гранулированного угля на УралАЗе составляет: в цехе серого чугуна — 3 кг, в цехе ковкого чугуна — 7 кг на 1 т годного литья. Приготавливаемая в цехе ковкого чугуна формовочная смесь имеет следующий состав (массовая доля, %): отработанная смесь — 98, песок 1К0315 — 1, песок 2К016 — 1, уголь гранулированный — 0,5, глинистая суспензия ($\rho = 1200 \text{ кг/м}^3$) — 3. Для получения качественной поверхности отливок содержание добавки в смеси должно составлять 0,5–0,8 % глинистой суспензии. При промышленных испытаниях в цехе ковкого чугуна жидкая противопригарная добавка составляла 0,6 %.

В условиях эксперимента было сделано 1020 анализов основных свойств формовочной смеси с гранулированным углем и 1137 — с жидкой противопригарной добавкой. При этом влажность смеси в обоих случаях практически не изменялась. Предел прочности сырой формовочной смеси возрос с 60–70 до 70–85 МПа, газопроницаемость также несколько увеличилась. Следует отметить значительную стабилизацию такого важного технологического свойства,

как текучесть, которая составляет 70–80 %. Кроме того, общее содержание глины в формовочной смеси при эксперименте снизилось примерно на 1 %. Контроль качества поверхности отливок показал некоторое повышение ее чистоты, а также уменьшение ситовидной пористости. Улучшились санитарно-гигиенические условия труда за счет уменьшения запыленности на участке смешивания и снижения вредных газовойделений на участке заливки и выбивки форм в цехе ковкого чугуна УралАЗе. Экономическая эффективность от внедрения жидких противопригарных добавок составила 70 тыс. руб. в год.

УДК 621.745

Д.М.КУКУЙ, канд.техн.наук,
Н.Д.МЫЛЬНИКОВА, В.А.ЕСЕПКИН,
канд.техн.наук, И.А.ТРУНЕЦ,
М.Н.СВИДУНОВИЧ (БПИ)

ВЛИЯНИЕ ПОЛИФОСФАТА НАТРИЯ НА СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО СИЛИКАТНОГО СВЯЗУЮЩЕГО

Основным недостатком жидкостекольных форм и стержней является значительное возрастание их прочности после заливки металлом, что существенно затрудняет удаление стержней из отливок. Особенно усложняется выбиваемость жидкостекольных стержней, нагретых выше 700–800 °С.

Фосфорсодержащие добавки (фосфаты, фосфориты, фосфорная кислота, триполифосфат натрия и др.) используют для улучшения выбиваемости форм [1]. Для стабилизации и повышения эффективности действия фосфорсодержащих соединений на свойства жидкостекольных смесей применяют полифосфат натрия, являющийся стеклом цепочечного строения. Даже при небольшом содержании полифосфата натрия (0,1–0,2 %) существенно изменяется процесс структурообразования жидкого стекла, что в значительной мере влияет на свойства как самого модифицированного силикатного связующего, так и смесей на его основе.

Одним из важнейших эксплуатационных показателей связующего материала является тепловой коэффициент линейного расширения (ТКЛР) и температурная зависимость его изменения ниже дилатометрической температуры размягчения. Измерение ТКЛР исследуемых модифицированных полифосфатом жидкостекольных связующих проводили на кварцевом дилатометре ДКВ-4. Образцы для определения ТКЛР готовили следующим образом: осуществляли расплавление силиката натрия с добавками 4, 6, 10 и 20 % (по массе) полифосфата натрия и 6 % (по массе) триполифосфата натрия, после чего полученный расплав заливали в специальную металлическую форму.

Полученные таким образом образцы подвергали отжигу. ТКЛР (град⁻¹) рассчитывали по формуле

$$\alpha = \frac{l_t - l_0}{l_0 \cdot (t - t_0)}$$

где l_0 — длина образца при температуре t_0 ; l_t — длина образца, нагретого до температуры t_M .

Из рис. 1 видно, что ТКЛР силиката натрия, модифицированного полифосфатом натрия (кривые 2–5), возрастает по сравнению с ТКЛР чистого силиката натрия (кривая 1), и существенно изменяется характер температурной зависимости ТКЛР. Отсутствие линейной зависимости ТКЛР силиката натрия, модифицированного полифосфатом натрия, от температуры и наличие ярко выраженных изломов кривых (кривые 2–5) позволяет сделать предположение об образовании новых химических соединений в модифицированном связующем. Полученные экспериментальные зависимости на кривых ТКЛР свидетельствуют также о том, что при охлаждении модифицированного полифосфатом силикатного связующего в нем возникают большие напряжения, которые способствуют ослаблению или разрыву внутренних связей структурных элементов связующего, снижая его когезионные и адгезионные характеристики.

Для подтверждения высказанных предположений готовили стержневые и формовочные смеси на основе силикатного связующего, модифицированного полифосфатом натрия, и исследовали их выбиваемость по методике ЦНИИТМАШ. Содержание связующего составило 4,5 % от массы наполнителя смеси. Отверждение смесей производилось феррохромовым шлаком. Из рис.2 видно, что повышение содержания полифосфата натрия в связующем от 4 до 10 % приводит к снижению работы выбивки от 5–6 Дж до 1,5–2 Дж (кривые 3–5) после прогрева образцов при температурах, превышающих 700 °С. В то же время модифицирование связующего триполифосфатом ведет к незначи-

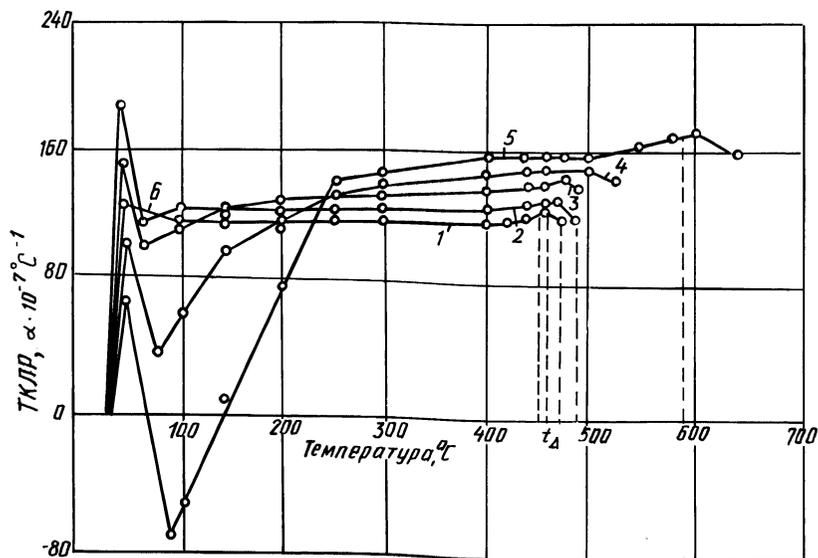


Рис. 1. Зависимость изменения ТКЛР силикатного связующего от температуры прогрева образцов и содержания в них полифосфата натрия (массовая доля, %): 1 — силикат натрия (100); 2 — силикат натрия (96) + полифосфат натрия (4); 3 — силикат натрия (94) + полифосфат натрия (6); 4 — силикат натрия (90) + полифосфат натрия (10); 5 — силикат натрия (80) + полифосфат натрия (20); 6 — силикат натрия (94) + триполифосфат натрия (6); t_D — dilatометрическая температура размягчения

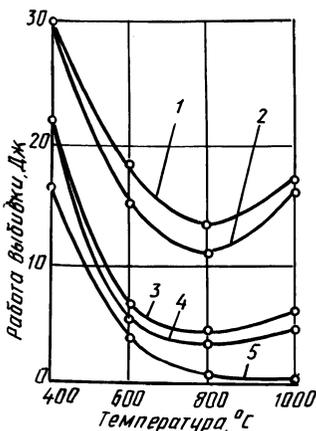


Рис. 2. Зависимость работы выбивки образцов от температуры прогрева и содержания полифосфата натрия, массовая доля, %:
 1 — без полифосфата натрия; 2 — триполифосфат натрия (6); 3 — полифосфат натрия (4); 4 — полифосфат натрия (6); 5 — полифосфат натрия (10)

тельному снижению работы выбивки (кривая 2) по сравнению со смесями, содержащими немодифицированный силикатный связующий материал (кривая 1).

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что изменения ТКЛР силикатного связующего в процессе охлаждения ниже температуры размягчения существенно влияют на выбиваемость стержней и форм.

УДК 621.746.393

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

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЧУГУННЫХ КОКИЛЕЙ

Основным материалом, применяемым в настоящее время для изготовления кокилей, является серый чугун с пластинчатым графитом (СЧПГ). Однако наряду с положительными свойствами (хорошая теплопроводность, демпфирующая способность) он имеет и существенные недостатки (низкие окалинотойкость, ростоустойчивость). В процессе эксплуатации рабочие поверхности кокилей подвергаются многократным циклическим нагревам и охлаждениям, сопровождающимся окисдированием, структурными и объемными изменениями, приводящими к появлению разгарных и сквозных трещин. Применение высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ) также не решает проблему из-за повышенного коробления, обусловленного относительно низкой теплопроводностью чугуна. Однако высокая окалино- и разгаростойкость высокопрочного чугуна и чугуна с вермикулярным графитом ставит их в ряд наиболее перспективных материалов для изготовления кокилей.

Таблица 1

Номер п.п.	Крупность фракций порошкообразного магния, мм	Содержание магния в покрытии, %	Толщина слоя с шаровидным графитом, мм
1	0,01—0,05	15	0,25—0,35
2	0,05—0,15	15	0,25—1,50
3	0,15—0,25	15	1,50—2,50
4	0,25—0,50	15	1,25—1,50
5	0,50—0,75	15	0,25—1,20

В работе ставилась цель использовать положительные свойства как ВЧШГ, так и СЧПГ. В связи с этим исследовалась возможность получения структуры чугуна с шаровидным графитом только в поверхностном, рабочем слое кокиля при сохранении структуры серого чугуна с пластинчатым графитом в остальной, каркасной части стенки кокиля. Сочетание такой структуры чугуна в стенке кокиля позволяет повысить его стойкость как в отношении сетки разгара, так и образования сквозных трещин. Кроме того, при такой структуре не наблюдается коробления кокиля, так как толщина слоя с шаровидной формой графита у рабочей поверхности толщиной 3—5 мм составляет всего 5—8 % общей толщины стенки.

Поверхностное модифицирование отливок производили с использованием металлического магния, что позволило получать структуру чугуна с шаровидным графитом в поверхностном слое. Было разработано модифицирующее покрытие, содержащее 12—20 % порошкового магния МПФ-2, 13—20 % ферросилиция ФС75, 0,05—0,10 % сурьмы Su_2 и в качестве связующего — жидкое натриевое стекло с модулем 2,1—2,6 и плотностью 1200—1250 кг/м³. Использование данного покрытия позволяет получать в поверхностном слое чугуна кокиля структуру перлитного чугуна с шаровидным графитом на глубину до 3 мм. Для получения перлитной структуры были опробованы также медь и олово, но наиболее эффективной оказалась сурьма при вводе ее в состав покрытия в указанных пределах. С увеличением содержания сурьмы уменьшается толщина слоя с шаровидным графитом. На толщину слоя оказывает влияние и фракционный состав порошкообразного магния. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Как видно из таблицы, оптимальной является фракция порошкообразного магния 0,15—0,25 мм. При более мелкой фракции снижается толщина модифицированного слоя из-за плакирующего действия других компонентов покрытия на мелкие частицы магния, при большей — усиливается пироэффект, обусловленный взаимодействием расплавленного металла с модифицирующим покрытием. Исследования проводили по следующей методике. Покрытие толщиной 1,5—2,5 мм наносили кистью на поверхность формы для отливки плиты размерами 100×100×32 мм. Поверхность формы предварительно покрывали противопригарной коксо-графитовой краской, подсушивали при 150—180 °С в течение 30—40 мин и заливали чугун состава (массовая доля) 3,2—3,6 % С; 1,8—2,2 % Si; 0,5—0,8 % Mn; 0,025—0,035 % S; 0,1—0,2 % P при температуре 1300—1320 °С. Оптимальные пределы температуры заливки металла в форму установлены экспериментально.

Из отлитых пластин были изготовлены образцы цилиндрической формы диаметром 30 мм и высотой 50 мм. В образцах на испытуемом торце чугуна имел графит шаровидной формы. Нагрев образцов осуществлялся со стороны слоя с шаровидным графитом, а охлаждение — с противоположного торца. Термостойкость оценивали по количеству циклов до появления первых трещин разгара.

Экспериментально установлено, что использование модифицирующих покрытий, позволяющих получать в рабочем слое отливки чугуна с перлитной матрицей и графитом шаровидной формы, повышает его термостойкость в 2–3 раза по сравнению с аналогичным серым чугуном с пластинчатым графитом.

Таким образом, описанное выше покрытие для поверхностного модифицирования чугуна, позволяющее повысить эксплуатационные характеристики чугунных отливок, может быть использовано при изготовлении литейной технологической оснастки типа кокилей, работающих в условиях теплосмен.

УДК 621.74.043

Е.В.КРАВЧЕНКО, канд.техн.наук,
Н.Е.ВОЛКОВА, канд.техн.наук,
А.А.ВАСИЛЕНКО (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМА ЧУГУННЫХ АЛИТИРОВАННЫХ КОКИЛЕЙ

Экспериментальные исследования проводились на плоских алитированных чугунных кокилях, состоящих из двух пластин размерами 100×100 мм с толщиной стенки 20 мм и 250×250 мм с толщиной стенки 30 мм. В качестве металла для заливки в первом случае использовался сплав АЛ4, во втором — чугун.

На рис. 1 приведены температурные кривые плоского неохлаждаемого алитированного с обеих сторон кокиля. Кривая 1 соответствует термопаре, зачеканенной на внешней поверхности, 2 и 4 — на расстоянии 10 и 15 мм от внешней поверхности, 3 — непосредственно под алитированным слоем на рабочей поверхности формы, кривая 5 характеризует процесс затвердевания плоской отливки.

Из рисунка видно, что в условиях естественной конвекции перепад температур в теле кокиля достигает 180–200 °С, время полного затвердевания отливки составляет 75 с. В ходе заливки металла имеет место тепловой удар, в результате чего температура на рабочей поверхности резко возрастает. В нашем опыте она достигала 620 К (кривая 3). Наличие алитированного слоя со стороны рабочей поверхности смягчает тепловой режим кокиля, снижает температуру на рабочей поверхности. Применение неохлаждаемых металлических форм не позволяет, однако, получать отливки в заданном температурном режиме.

Это может быть достигнуто благодаря применению охлаждаемых с внешней поверхности металлических форм. В качестве охлаждающей среды ис-

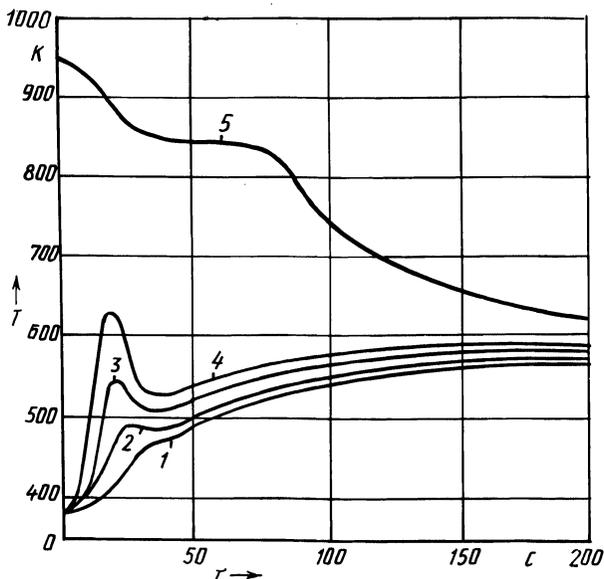


Рис. 1. Температурное поле алитированного неохлаждаемого кокиля при затвердевании сплава АП4

пользовалась пароводяная смесь. Давление смеси на входе в кокиль составляло $1,2 \cdot 10^5$ Па.

Температура заливаемого чугуна составляла 1580 К, толщина отливки — 5 мм. Данные опытов позволяют судить о тепловом режиме кокиля в условиях циклического режима. Продолжительность цикла — 120–130 с при данной начальной температуре формы. Отливки получены с хорошим качеством поверхности без отбела. Продолжительность цикла в условиях принудительного охлаждения сокращается в 3–4 раза.

Исходя из изложенного, можно сделать следующие выводы: 1) алитирование чугунных кокилей позволяет улучшить условия работы металлических форм, повысить их эксплуатационные качества и увеличить срок службы; 2) применение охлаждаемых кокилей существенно сокращает продолжительность цикла по сравнению с неохлаждаемыми.

УДК 621.746

Н.П.ЖВАВЫЙ, Н.П.ЖМАКИН, канд.техн.наук,
А.С.КАЛИНИЧЕНКО, канд.техн.наук,
М.А.КНЯЖИЦЕ (БПИ)

НОМОГРАММА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ В КОКИЛЬ

Для прогнозирования свойств чугунной отливки при литье в кокиль была построена номограмма (рис. 1), связывающая между собой такие технологические параметры литья, как толщина отливки, степень эвтектичности чугуна,

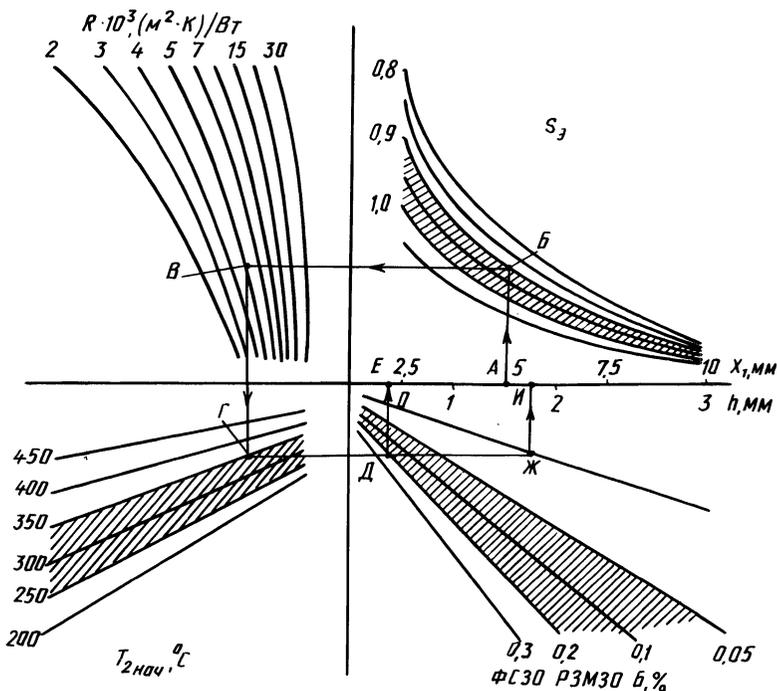


Рис. 1. Номограмма для определения технологических параметров литья чугунной отливки в кокиль

суммарное термическое сопротивление кокиля, зазора и краски, начальную температуру формы, содержание вводимого в расплав модификатора и глубину отбела отливки.

Данная номограмма была построена на основе статистической обработки экспериментальных данных. На номограмме по оси абсцисс отложены толщины отливки (I четверть) и глубина отбела отливки (IV четверть).

В I четверти расположено семейство кривых, характеризующих степень эвтектичности чугуна (от 0,8 до 1,05), которая в наибольшей степени характеризует химический состав чугуна. Степень эвтектичности чугуна при литье тонкостенных отливок в кокиль изменяется, как правило, от 0,9 до 1 (соответствующая область на номограмме заштрихована).

Во II четверти представлено семейство кривых, характеризующих термическое сопротивление формы [от $2 \cdot 10^{-3}$ до $30 \cdot 10^{-3}$ ($\text{м}^2 \cdot \text{К}$) / ВТ].

Линии в III четверти соответствуют различным начальным температурам формы (от 200 до 450 °С). Оптимальной начальной температурой формы является 250–350 °С (заштрихованная область).

Линии в IV четверти соответствуют долям вводимой в сплав лигатуры ФС30 РЗМ30 Б. Для тонкостенных отливок с повышенным содержанием С и Si наиболее эффективной является добавка 0,05–0,2 % ФС30 РЗМ30 Б (заштрихованная область).

На рисунке показан пример пользования номограммой [линия А–Б–В–Г–Д–Е (Ж–И)]. Из конструктивных соображений выбираем необхо-

димую толщину отливки и на оси абсцисс находим точку, соответствующую половине толщины данной отливки (например, для отливки толщины 10 мм находим точку A , соответствующую $X_1 = 5$ мм). Затем определяем степень эвтектичности выбранного чугуна (в данном примере точке B соответствует $S_3 = 0,9$). Из точки A проводим перпендикуляр до пересечения с соответствующей линией степени эвтектичности чугуна. Из точки B проводим прямую линию, параллельную оси абсцисс, до пересечения с кривой суммарного термического сопротивления формы. Из полученной точки B опускаем перпендикуляр до пересечения с линией, соответствующей определенной начальной температуре кокиля ($T_{2\text{нач}} = 350^\circ\text{C}$). После этого из точки Γ проводим горизонтальную линию до пересечения с линиями, соответствующими содержанию вводимой лигатуры ФС30 РЗМ30 Б. Из точек пересечения линий ($D, Ж$) восстанавливаем перпендикуляры до пересечения с осью абсцисс. На оси абсцисс отложена глубина отбела чугунной отливки. Содержание лигатуры для получения отливки без отбела определяется точкой пересечения перпендикуляра с осью абсцисс, которая будет находиться влево от нуля. При литье немодифицированного чугуна отливка получается с поверхностным отбелом, равным 1,7 мм (точка I). Введение в расплав лигатуры ФС30 РЗМ30 Б (0,2 % по массе) позволяет получить отливку без отбела (точка E).

Таким образом, построенная номограмма позволяет для исследованной области толщин отливок определить оптимальные условия их получения без отбела.

УДК 621.74.043.2; 621.892

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

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ ДВИЖЕНИЯ ВОЗДУХА В ВЕНТИЛЯЦИОННЫХ КАНАЛАХ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Для экспериментального исследования скорости движения воздуха в вентиляционных каналах пресс-форм была разработана специальная методика. В емкости 2 (рис. 1) с помощью насоса 1 создается необходимое давление, которое контролируется ртутным манометром 3. Емкость сообщается с атмосферой через канал 8, выполненный в разрезной вставке 5, которая соединена с емкостью с помощью резиновой муфты 6, закрепленной на штуцере 7. Канал плотно закрывается пробкой 4. После достижения в емкости заданного давления производится выпуск воздуха в атмосферу через вентиляционный канал 8 при резком подъеме пробки 4. При этом фиксируются промежутки времени, соответствующие снижению давления в емкости на каждые 2666 Па.

Скорость движения воздуха в канале (м/с) определялась по формуле

$$u = \Delta V / (f \tau), \quad (1)$$

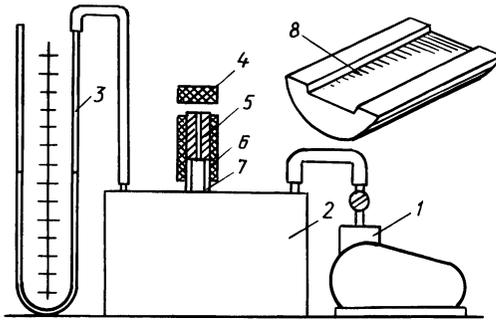


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для определения скорости движения воздуха в вентиляционном канале

где ΔV — объем воздуха, удаленного из емкости, м^3 ; f — площадь поперечного сечения канала, м^2 ; τ — время изменения давления в емкости на 2666 Па.

Масса воздуха, вытекающего из емкости за промежуток времени τ ,

$$\Delta m = m'_1 - m''_1 = V_1 (\rho'_1 - \rho''_1). \quad (2)$$

Исходя из уравнения Менделеева-Клапейрона, выражение (2) можно записать в следующем виде:

$$\Delta m = V_1 \left(\frac{p'_1}{RT} - \frac{p''_1}{RT} \right) = \frac{V_1 \Delta p}{RT}, \quad (3)$$

где ρ'_1, p'_1 — соответственно плотность и давление воздуха в емкости в начальный момент истечения; ρ''_1, p''_1 — соответственно плотность и давление воздуха в емкости при изменении давления на 2666 Па.

С другой стороны, массу воздуха, удаленного из емкости, при изменении давления на 2666 Па можно определить по формуле:

$$\Delta m = \Delta V \rho_{\text{ср}}, \quad (4)$$

$$\text{где } \rho_{\text{ср}} = \frac{p'_1/(RT) + p''_1/(RT)}{2} = \frac{1}{RT} \left(\frac{p'_1 + p''_1}{2} \right).$$

Подставив полученное выражение в формулу (4), получим:

$$\Delta m = \Delta V \frac{\rho_{\text{ср}}}{RT}. \quad (5)$$

Из равенства выражений (3) и (5) следует:

$$\Delta V = V_1 \Delta p / \rho_{\text{ср}}. \quad (6)$$

Объем емкости известен, значение Δp постоянно и равно 2666 Па. Изменяется только среднее давление истечения, определяемое по манометру.

По разработанной методике было определено влияние давления на скорость истечения воздуха через вентиляционные каналы глубиной 0,13 мм и шириной 10 мм. Первоначальная длина каналов, равная 90 мм, после проведения серии экспериментов последовательно уменьшалась на 20 мм. Полученные экспериментальные данные показали, что на скорость движения газов наряду

с давлением существенное влияние оказывает длина каналов. Так, скорость движения воздуха в канале длиной 90 мм примерно вдвое меньше скорости движения воздуха в канале длиной 30 мм.

Приведенные экспериментальные данные хорошо согласуются с расчетными, полученными с учетом трения газов при их движении в вентиляционных каналах.

УДК 621.74.001.24 (087)

Э.А.ГУРВИЧ, канд.техн.наук,
Н.П.ЖМАКИН, канд.техн.наук,
Л.С.ТИМОШПОЛЬСКАЯ (БПИ)

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕПЛОТДАЧИ В КАНАЛАХ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Температурное поле пресс-формы при литье под давлением оказывает существенное влияние на производительность процесса и качество получаемых отливок.

Для поддержания температуры на определенном уровне используются различные терморегулирующие устройства, позволяющие одновременно регулировать температуру в нескольких зонах пресс-форм. Для охлаждения и нагрева самих пресс-форм предусмотрены каналы.

В зависимости от температуры и теплофизических свойств теплоносителей, их скорости, геометрических параметров каналов охлаждения и возможностей терморегулирующих устройств теплоносителя по-разному отводят тепло от пресс-формы или нагревают ее.

Наилучший эффект нагрева-охлаждения достигается при больших коэффициентах теплоотдачи (турбулентный режим движения теплоносителя в каналах). В этом случае для нахождения коэффициента теплоотдачи можно использовать зависимость [1]:

$$\alpha = 0,023 \left(\frac{\lambda}{d} \right) \left(\frac{dw\rho}{\mu} \right)^{0,8} \left(\frac{\mu c}{\lambda} \right)^{0,4}, \quad (1)$$

где $\frac{dw\rho}{\mu} = Re$, $\frac{\mu c}{\lambda} = Pr$; λ – коэффициент теплопроводности теплоносителя при средней температуре, Вт/(м·К); d – гидравлический диаметр канала, м; w – средняя скорость потока теплоносителя в канале, м/с; ρ – плотность теплоносителя при средней температуре, кг/м³; μ – удельная динамическая вязкость, Па·с; c – теплоемкость при средней температуре, Дж/(кг·К).

Представим уравнение (1) в виде:

$$\alpha = \Psi(T) \frac{w^{0,8}}{d^{0,2}},$$

$$\text{где } \Psi(T) = 0,023 \frac{\lambda^{0,6} \rho^{0,8} c^{0,4}}{\mu^{0,4}}.$$

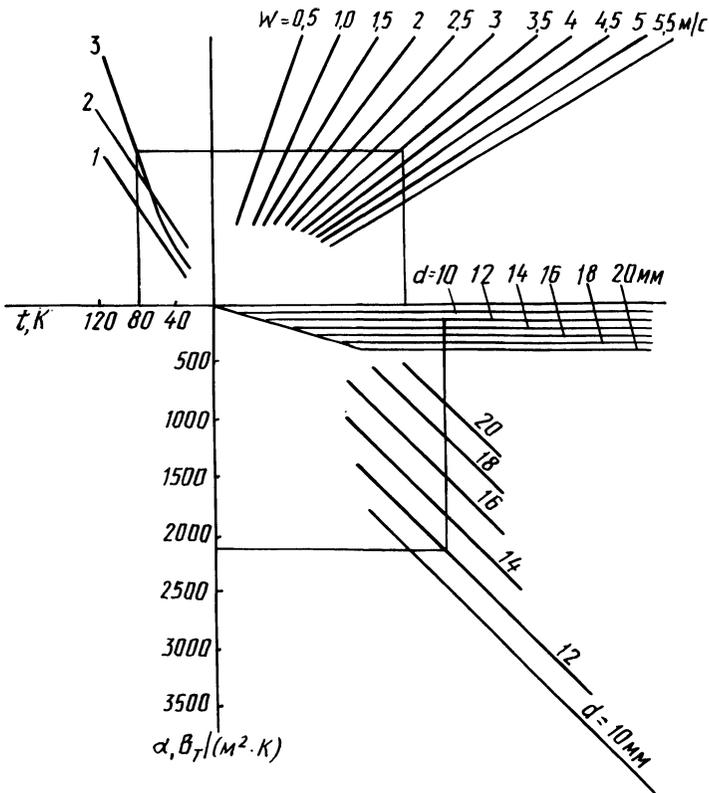


Рис. 1. Номограмма для определения параметров терморегулирования пресс-форм: 1 — масло турбинное 22; 2 — масло трансформаторное; 3 — масло веретенное А4

Комплекс $\Psi(T)$ при конкретной температуре для определенного теплоносителя — величина постоянная, т. е. α при принятой конкретной средней температуре теплоносителя зависит от $w^{0,8}/d^{0,2}$.

Результатом анализа уравнения (1) является номограмма для расчета параметров терморегулирования пресс-форм, представленная на рис. 1. Использование ее при проектировании охлаждаемых пресс-форм позволит находить оптимальные варианты их конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. А н д р е е в В.А. Теплообменные аппараты для вязких жидкостей. — Л.: Энергия, 1972. — 152 с.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В ПРЕСС-ФОРМАХ

Температурное поле отливки и пресс-формы (рис. 1) описывается дифференциальным уравнением

$$c_i(T_i) \rho_i(T_i) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda_i(T_i) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial x} \right], \quad i = 1, 2, \quad (1)$$

где c_i , ρ_i , λ_i — соответственно удельная теплоемкость, плотность, теплопроводность.

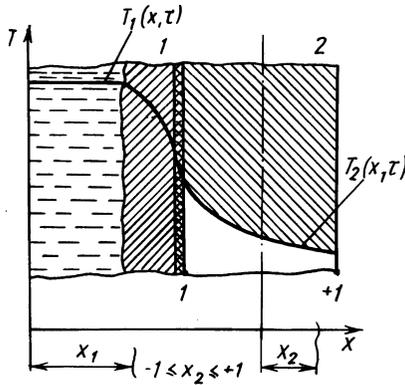


Рис. 1. Расчетная схема

Сопряженная задача теплопереноса (1) решается при несимметричных граничных условиях на внешней поверхности формы. Перемещение фронта кристаллизации в отливке учитывается с помощью δ -функции Дирака.

Пресс-форму (полуформу) представим как пластину с различными условиями закрепления. Тогда деформация пластины определится по формуле [1]:

$$\epsilon_i = -\beta T_2(x, \tau) + a_i + b_i x, \quad (2)$$

где $i = 1, 2, 3, 4$ — индекс, соответствующий четырем способам закрепления: 1 — пластина полностью закреплена; 2 — запрещен изгиб; 3 — свободно опертая пластина; 4 — запрещено расширение; $\beta = \beta(T_2)$ — коэффициент термического расширения.

При $i = 1$ $a_1 = b_1 = 0$;

$$\text{при } i = 3 \quad a_3 = \int_{-1}^1 \frac{E\beta T_2}{1-\nu} (A_1 - A_2 x) dx + \int_{\xi} \frac{E\epsilon^p}{1-\nu} (A_1 - A_2 x) dx ;$$

$$b_3 = \int_{-1}^1 \frac{E\beta T_2}{1-\nu} (A_3 x - A_2) dx + \int_{\xi} \frac{E \epsilon^P}{1-\nu} (A_3 x - A_2) dx ;$$

при $i = 4$ $a_4 = 0$;

$$b_4 = \frac{1}{\int_{-1}^1 \frac{E x^2 dx}{1-\nu}} \int_{-1}^1 \frac{E\beta T_2}{1-\nu} x dx + \int_{\xi} \frac{E \epsilon^P}{1-\nu} x dx ,$$

где ϵ^P — пластическая деформация:

$$\epsilon_i^P = (1 - \lambda) (\epsilon_i - \text{sign } \epsilon_i | \epsilon_T |) ; \quad (3)$$

λ — параметр упрочнения; E — модуль упругости; ϵ_T — деформация, соответствующая пределу текучести; ν — коэффициент Пуассона; $T_2 = T_2(x, \tau)$ — текущая температура пресс-формы.

Все характеристики при решении задачи принимаются как функции температуры, т. е. $E = E(T_2)$, $\epsilon_T = \epsilon_T(T_2)$ и т. д.

Уравнение, связывающее напряжения и деформации, имеет вид:

$$\sigma_i = \frac{E}{1-\nu} [a_i + b_i x - \epsilon_i^P - \beta T_2(x, \tau)] ; \quad (4)$$

$$\sigma_T = \frac{E \epsilon_T}{1-\nu} . \quad (5)$$

Таким образом, задача сводится к совместному решению дифференциальных и интегральных уравнений теплопроводности и термопластичности при соответствующих условиях закрепления пластины.

Решение поставленной задачи осуществлялось методом сеток. Алгоритм решения реализован на алгоритмическом языке ФОРТРАН. Расчет производился на ЭВМ БЭСМ-6. Счет проводился до установления циклов T_2 , σ_i , ϵ_i , a_i , b_i .

ЛИТЕРАТУРА

1. Ротенберг В.Е., Храменков А.И. Уругопластические деформации плоского кокиля с учетом температурного изменения свойств материала. — В кн.: Теплообмен между отливкой и формой. — Мн.: Выш. шк., 1967, с. 243—255.

УДК 621.746

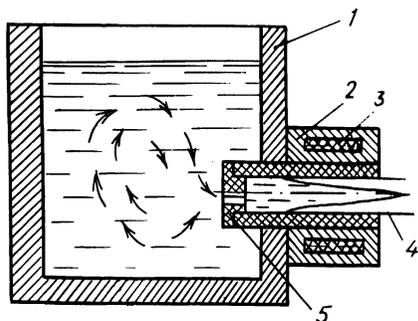
В.И.ТУЛОВ, канд.техн.наук,
В.А.ГРИНБЕРГ, канд.техн.наук,
Е.Б.ДЕМЧЕНКО, А.В.ЮРЧИК (БПИ)

СТАБИЛИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ГОРИЗОНТАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

При горизонтальном непрерывном литье формирование заготовки происходит в сборном кристаллизаторе, имеющем металлическую рубашку охлаждения и рабочую графитовую втулку. Неохлаждаемая часть втулки выступает

Рис. 1. Разделительное устройство типа "пробка":

1 — металлоприемник; 2 — металлическая рубашка; 3 — графитовая втулка; 4 — отливка; 5 — пробка



внутри металлоприемника и находится в непосредственном контакте с жидким металлом. Через открытый торец графитовой втулки полость кристаллизатора сообщается с полостью металлоприемника. В зоне интенсивного охлаждения рабочей втулки происходит образование отливки, которая выходит из кристаллизатора, имея жидкую сердцевину.

Известно, что в системе металлоприемник — кристаллизатор при наличии разности температур жидкого металла в металлоприемнике и внутри затвердевающей отливки наблюдается циркуляция тепловых потоков. Потоки горячего металла омывают затвердевшую корку в верхней зоне кристаллизатора, частично охладившись, опускаются в нижнюю зону и выходят в металлоприемник. Верхняя зона перегревается, корка подплавляется и появляется возможность ее прорыва на выходе из кристаллизатора. Развитие термоконвективных потоков зависит от объема заливаемого металла, разности температур в металлоприемнике и кристаллизаторе и высоты проходного сечения отливки. При доливке температура металла в металлоприемнике повышается до $1270\text{--}1290^\circ\text{C}$, затем сравнительно быстро понижается и становится практически постоянной, немного выше температуры кристаллизации ($1210\text{--}1220^\circ\text{C}$). Нестабильность теплового режима металлоприемника, значительное развитие термоконвективных потоков сразу же после доливки очередных порций металла, повышенная опасность прорывов приводят к резкому снижению скорости литья вплоть до прекращения процесса вытяжки. Это в свою очередь приводит к нестабильности структуры и свойств по длине непрерывно-литой заготовки.

Обеспечить достаточную стабильность процесса можно созданием направленного подвода жидкого металла в полость кристаллизатора разделительным устройством (рис. 1), которое представляет собой графитовую вставку с отверстиями, соединенную с неохлаждаемой частью рабочей втулки с помощью заглушек. Сечения отверстий рассчитаны исходя из потребности в металле, необходимом для заполнения полости кристаллизатора при одном цикле вытяжки. Ось их расположена на $0,2\text{--}0,5$ высоты сечения отливки для направления потока металла в нижнюю зону кристаллизатора. Испытания устройства проводили на Каунасском заводе "Центролит" при отливке детали "стол фрезерного станка" на линии непрерывного горизонтального литья чугуна ЛНЛЧ-2, при следующих постоянных параметрах: температура заливаемого металла ($t_{\text{зал}} = 1300\text{--}1320^\circ\text{C}$), содержание кремния в чугуне — ($2,17\text{--}2,2\%$), твердость — ($210\text{--}220\text{ НВ}$), периодичность доливки металла — ($12\text{--}15$ мин), расход охлаждающей воды в рубашке охлаждения. В ходе экспериментов фикси-

ровались: мгновенная скорость, продолжительность движения и остановки отливки.

Установлено, что использование разделительных устройств позволяет увеличить скорость вытяжки заготовки с 0,24–0,26 до 0,28–0,34 м/мин за счет уменьшения продолжительности остановки при доливке металла в металлоприемник и увеличения продолжительности вытяжки заготовки. Резко сократились прорывы корки на выходе из кристаллизатора, и повысилась стойкость рабочей графитовой втулки.

Таким образом, разделение жидкого металла в системе металлоприемник – кристаллизатор с помощью разделительного устройства типа “пробка” уменьшает влияние термоконвективных потоков, что позволяет стабилизировать процесс литья и увеличить скорость вытяжки на 15–18 %. Сокращение продолжительности остановок при доливке металла в металлоприемник или их полная ликвидация позволяет не только увеличить скорость литья, но и получить более равномерную структуру по длине непрерывно-литой заготовки. Уменьшение проходного сечения предотвращает попадание шлака и воздуха в отливку при доливке свежих порций металла, а также позволяет устранять возможные прорывы корки на выходе из кристаллизатора. В качестве материала для пробки можно использовать графит, шамот, керамику и др.

УДК 621.746

**И.В.ЗЕМСКОВ, канд.техн.наук,
А.Н.КРУТИЛИН, В.Д.ТУЛЬЕВ, канд.техн.наук,
Г.И.СТОЛЯРОВА (БПИ)**

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУНА НЕПРЕРЫВНО-ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Исследовали влияние химического состава и технологических параметров на структуру серого чугуна в условиях вертикального непрерывного литья полых цилиндрических заготовок с различной толщиной стенки (10–25 мм) в медный водоохлаждаемый кристаллизатор. Металл выплавляли в индукционной высокочастотной печи Л32-67 в тигле с кислой футеровкой вместимостью 50 кг. Температуру чугуна регистрировали термопарой погружения с диаметром электродов 0,5 мм и прибором ЭПП-09. Скорость извлечения заготовки из кристаллизатора измеряли с помощью линейки и секундомера. Химический состав чугуна определяли по результатам параллельных анализов в разных заводских химических лабораториях.

С целью сокращения объема экспериментальных заливок и получения математической модели зависимости процесса структурообразования от химического состава и технологических параметров была реализована матрица плана типа 2⁵⁻².

При этом химический состав чугуна изменяли в пределах (массовая доля, %): углерод – 3,1–3,7, кремний – 1,6–2,4, марганец – 0,5–0,9, а технологические параметры выдерживали следующими: перегрев над ликвидусом (температура заливки) – 60–140 °С, скорость извлечения заготовок – 0,3–0,7 м/мин.

Таблица 1

Толщина отливки, мм	Химический состав чугуна (массовая доля, %)			Технологические параметры	
	C	Si	Mn	Δt , °C	V, м/мин
10	3,5–3,7	2,2–2,4	0,7–0,8	80–100	0,65–0,75
15	3,4–3,6	2,1–2,3	0,7–0,8	70–90	0,6–0,7
20	3,2–3,4	2,0–2,2	0,8–0,9	60–80	0,5–0,6
25	3,1–3,3	1,8–2,0	0,8–0,9	60–80	0,4–0,5

Полученные уравнения регрессии позволяют определить глубину отбела и твердость на рабочей поверхности для отливок разной толщины и химического состава.

Результаты анализа полученных данных представлены в табл. 1.

Из таблицы видно, что с увеличением толщины стенки отливки углеродный эквивалент снижается до 3,8%, а содержание марганца в чугуне возрастает до верхнего предела. Скорость литья и перегрев металла с ростом толщины заготовки уменьшаются. Повышение температуры перегрева и скорости литья ведет к нарушению стабильности процесса литья.

Анализ структуры чугуна показал, что по сечению стенки отливки наблюдается неоднородность как макро-, так и микроструктуры, которая связана с особенностями процесса формирования заготовки в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Наружные слои отливки имеют скорость затвердевания в 3–4 раза выше, чем внутренние, контактирующие с песчаным стержнем.

Графит по сечению стенки отливки изменяется по форме от Гф10–Гф9 в поверхностных слоях до Гф3 в сечении, прилегающем к стержню. Характер распределения графита изменяется соответственно от Гр3 до Гр9, а длина включений от Гд1 до Гд7.

Микроструктура поверхностных слоев характеризуется наличием структурно-свободного цементита. При этом глубина отбела не превышает технологического припуска на механическую обработку. Металлическая основа изменяется от перлитной до ферритно-перлитной. Наличие неоднородной структуры по сечению отливки обусловило неравномерную твердость, которая колеблется от 140 НВ на внутренней поверхности до 220 НВ на наружной в зависимости от толщины заготовки.

Полученные результаты являются исходными для создания математической модели процесса вертикального непрерывного литья с учетом подбора микролегирующих добавок, определения их оптимального содержания в них выравнивания структуры и свойств по сечению непрерывно-литых заготовок.

О.А.БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
С.Н.НЕХАЙ, канд.физ.-мат.наук,
Н.И.МИЛАНОВИЧ, В.С.КОВАЛЕВИЧ (БПИ)

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО ОБЕЗВРЕЖИВАНИЯ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

При выплавке 1 т чугуна в вагранках выделяется от 170 до 200 кг оксида углерода, поэтому одной из важнейших задач по защите атмосферы крупных промышленных центров является обезвреживание ваграночных газов.

С этой целью была разработана принципиальная схема установки термического обезвреживания ваграночных газов за счет тепла самих газов, отбираемых из редуccionной зоны вагранки.

Для усовершенствования конструкции установки дожигания была составлена математическая модель процесса, который схематически можно представить в виде вдува двух турбулентных струй: высокотемпературного газа из надфурменной зоны вагранки и подсасываемого из завалочного окна атмосферного воздуха в поток ваграночных газов, отходящих в дымовую трубу вагранки цилиндрической формы. Основой для анализа рассматриваемой задачи служат уравнения теплопроводности и сохранения (переноса) массы компонентов газового потока, дополненные кинематическим уравнением горения CO.

В результате тщательного изучения процесса, а также математических преобразований была получена замкнутая система из шести нелинейных дифференциальных уравнений:

$$\frac{d\alpha_{\text{CO}_2}}{dx} = \frac{1}{V} (W - \alpha_{\text{CO}_2} \Phi); \quad (1)$$

$$\frac{d\alpha_{\text{O}_2}}{dx} = -\frac{1}{V} (0,5W + \alpha_{\text{O}_2} \Phi); \quad (2)$$

$$\frac{d\alpha_{\text{CO}}}{dx} = -\frac{1}{V} (W + \alpha_{\text{CO}} \Phi); \quad (3)$$

$$\frac{d\alpha_r}{dx} = -\frac{\alpha_r}{V} \Phi; \quad (4)$$

$$\frac{dT}{dx} = F; \quad (5)$$

$$\frac{dV}{dx} = \Phi, \quad (6)$$

где

$$F = \frac{1}{V} \left[\frac{qw - \frac{4q_s}{D} + \frac{4}{D}v\tau_0 - Tw(\mu_{CO_2} C_p^{CO_2} - 0,5\mu_{O_2} C_p^{O_2} + \mu_{CO} C_p^{CO})}{\rho C_p + T(\rho_{CO_2} \frac{dC_p^{CO_2}}{dT} + \rho_{O_2} \frac{dC_p^{O_2}}{dT} + \rho_{CO} \frac{dC_p^{CO}}{dT} + \rho_r \frac{dC_p^r}{dT})} \right];$$

$$\Phi = \frac{\alpha RvF + \rho v_g + \frac{4\tau_0}{D}v - 0,5RTw}{\alpha RT - \rho v^2}; \quad q_s = \beta(T - T_s);$$

$T_s = T_s(x)$ – заданная температура стенки вагранки в зависимости от высоты над узлом ввода; $\alpha_{CO_2}, \alpha_{CO}, \alpha_{O_2}$ – абсолютные молярные концентрации веществ, участвующих в реакции горения; α_r – концентрации остальных веществ, присутствующих в газовом потоке, но не участвующих в реакциях; v – скорость газового потока; w – объемная скорость реакции горения, моль/(с·м³).

Решая уравнения (1) – (6), можно определить концентрацию CO после дожигания по высоте шахты вагранки в зависимости от различного соотношения высокотемпературных ваграночных газов и содержания кислорода, подсаваемого через завалочное окно. Задаваясь необходимой степенью термического обезвреживания ваграночных газов, учитывая определенные значения физико-химических свойств газового потока, можно решить обратную задачу по созданию оптимальной конструкции узла отбора ваграночных газов.

Были проведены работы по усовершенствованию конструкции узла отбора установки термического обезвреживания ваграночных газов, определена высота врезки узла отбора на плавильном агрегате, которая составляет 1,2–1,8 м над уровнем фурм в зависимости от производительности вагранки.

УДК 621.745.57

О.А.БЕЛЫЙ, канд.техн.наук,
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, д-р техн.наук,
В.И.ГЛУХОВСКИЙ (БПИ)

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ СКОРОСТНЫХ ГАЗОПРОМЫВАТЕЛЕЙ

Одним из путей повышения эффективности улавливания ваграночной пыли высокоскоростными аппаратами очистки является соответствующая подготовка газов (охлаждение и увлажнение). Оптимальные режимы эксплуатации большинства газоочистных устройств, в том числе и высокоскоростных, лежат в довольно узком диапазоне. Следовательно, необходимо подготавливать газы перед очисткой таким образом, чтобы они удовлетворяли требуемым параметрам работы очистного оборудования [1].

Для очистки и обезвреживания ваграночных газов разработана система, основными узлами которой являются мокрый пылеуловитель, скоростной газопромыватель (труба Вентури) и узел дожигания. Пылеуловитель одновременно подготавливает газы перед поступлением их в трубу Вентури. Изменяя объем и дисперсный состав орошающей жидкости в мокром пылеуловителе, можно управлять процессом захвата частиц в высокоскоростном газопромывателе. Влияние степени охлаждения и увлажнения газов на основные показатели рабочего процесса в трубе Вентури было исследовано на опытно-промышленной установке Минского автомобильного завода.

Измерение температуры газов производилось с помощью ртутных термометров расширения и термопар ТХА. Содержание влаги определялось сорбционным (весовым) методом. В качестве влагопоглощающего вещества использовалась концентрированная серная кислота. Скорость пропускания газов через поглотитель составляла 3 л/мин. Запыленность газов определялась непосредственно перед трубой Вентури и после каплеотделителей методом внешней фильтрации с использованием сосуда для конденсации влаги.

В процессе исследований наблюдались колебания температуры, запыленности и объема очищаемых газов в различные периоды плавки. Температура перед пылеуловителем в процессе проплавления шихты и при наличии дожигания газов в трубе вагранки достигала 1077 К. После загрузки шихты в отдельные моменты температура падала до 879 К. Учитывая эти особенности ваграночного процесса, использование мокрого пылеуловителя для подготовки газов наиболее целесообразно. Он обеспечивал увлажнение и охлаждение поступающих в трубу Вентури газов до 443–473 К. При колебаниях температуры в таком узком диапазоне скорость газов в горловине трубы Вентури изменялась незначительно, что явилось следствием стабильного эффективного захвата частиц каплями орошающей жидкости.

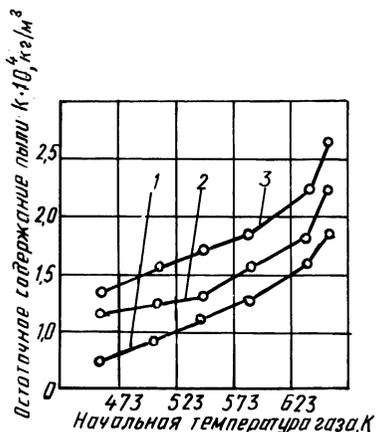


Рис. 1. Влияние начальной температуры газа на остаточное содержание пыли:

1, 2, 3 — скорость газа в горловине трубы Вентури (90, 75 и 60 м/с соответственно)

Влияние температуры газа на входе в трубу Вентури на остаточное содержание пыли показано на рис. 1. При работе высокоскоростного газопромывателя на ненасыщенных ваграночных газах с высокой температурой падает эффективность очистки. В данном случае одновременно с процессом увлажнения пыли происходит интенсивное испарение водяных капель, образующихся при дроблении жидкости. При испарении вблизи капли возникают диффузионные потоки, которые препятствуют осаждению частиц на каплях. Кроме того, происходит уменьшение размера капли, что приводит к снижению эффективности инерционного осаждения [2].

Степень испарения взаимодействующих с частицами капель определяется начальным влагосодержанием и температурой поступающего газа, а также ско-

ростью газа в горловине трубы Вентури. Увеличение скорости способствует образованию более дисперсных капель, которые испаряются значительно в большей степени, чем крупные.

При увеличении начальной концентрации водяных паров в поступающем на очистку газе снижается объем испаряемой влаги, что в свою очередь приводит к уменьшению выброса пыли. При очистке насыщенных ваграночных газов необходимо учитывать влияние конденсации влаги на эффективность работы трубы Вентури. Центрами конденсации могут быть как пылинки, так и капли воды. При конденсации водяных паров на каплях наблюдается стефановское течение, которое способствует осаждению пылинок [3].

Таким образом, проведенные исследования показали необходимость глубокого предварительного охлаждения и полного насыщения водяными парами очищаемых ваграночных газов до поступления их в трубу Вентури.

ЛИТЕРАТУРА

1. У ж о в В.Н., В а л ь д б е р г А.Ю. Подготовка промышленных газов к очистке. — М.: Химия, 1975. — 216 с.
2. У ж о в В.Н., В а л ь д б е р г А.Ю. Очистка газов мокрыми фильтрами. — М.: Химия, 1972. — 248 с.
3. А м е л и н А.Г. Теоретические основы образования тумана при конденсации пара. — М.: Химия, 1965. — 207 с.

УДК 621.74.043.2:621.892

**В.А.БАХМАТ, канд.техн.наук,
А.М.МИХАЛЬЦОВ, В.А.АЛЕШКО,
Л.М.ЧЕРВЯКОВА (БПИ)**

УЛУЧШЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ ЛИТЫХ КОРПУСОВ ФОТОАППАРАТОВ

Корпус фотоаппарата имеет более 70 позиций сверления. Диаметры отверстий в основном не превышают 2 мм. Операции сверления и нарезания резьбы, как правило, автоматизированы. В частности, на заводе "Зенит" они выполняются на автоматической линии "Штайнел". Поэтому заломы инструмента вызывают не только повышение брака, но и снижение производительности.

Корпус фотоаппарата является сложной отливкой с толщиной стенок 0,9—1,5 мм, получаемой литьем под давлением (из сплава АЛ2). Статистический анализ показал, что происхождение дефектов при сверлении отверстий и нарезании резьбы связано с технологическими отклонениями как при механической обработке, так и в процессе изготовления отливок.

К числу литейных дефектов, вызывающих заломы инструмента при механической обработке, относится наличие неметаллических включений и пористости в отливках.

Образование неметаллических включений обусловлено активным взаимодействием алюминиевого расплава с окружающей средой при его перегреве и длительной выдержке в печи. При этом в процессе плавки в печах сопротивления с чугунными тиглями происходит интенсивное насыщение сплава железом

(до 1,3–1,5 %). Избыток последнего приводит к образованию грубых иглообразных соединений железосодержащей фазы, резко снижающих обрабатываемость отливок.

Для предотвращения образования неметаллических включений был оптимизирован температурно-временной режим плавки (наряду с использованием рафинирования) в печах сопротивления. При этом устранены перегрев и перегрежка жидкого металла. Кроме того, была принята последовательная загрузка шихты (по мере расплавления) в следующем порядке: низкосортные отходы с максимальным содержанием железа; более чистый возврат; чистый силумин. Предложенная технология позволяет уменьшить содержание железа в сплаве до 1 %. Брак по заломам сверл при этом не превышал 1 %.

Переход на плавку в индукционных печах обеспечил снижение содержания железа в сплаве до 0,2 %. Однако обрабатываемость отливок при этом ухудшилась. Это вызвало необходимость корректировки технологического процесса плавки в индукционной печи с целью доведения содержания железа в сплаве АЛ2 до оптимального уровня. При этом использовалась высечка из нелегированных безуглеродистых сталей крупностью до 1 мм. Время усвоения высечки при работе индукционной печи не превышает 15–20 мин при 710–730 °С.

Результаты механической обработки опытно-промышленной партии отливок показали эффективность предложенной корректировки технологического процесса плавки в индукционной печи.

Значительная часть заломов сверл приходится на позиции, расположенные в локальных утолщениях, удаленных от питателя. Здесь же обнаруживаются поры газоусадочного характера вследствие захвата запрессовываемым металлом газов в полости пресс-формы и недопрессовки металла отливки. Дефицит питания указанных зон обусловлен также утоньшением стенки в районе кадрового окна, играющего роль пережима. Для устранения этого в локальных утолщениях толщина стенки в районе кадрового окна была доведена до верхнего допустимого предела.

Промышленная реализация комплекса разработанных мероприятий позволила снизить брак по заломам сверл на автоматической линии до 0,5 %.

УДК 621.742.4

Н.Е.ВОЛКОВА, канд.техн.наук,
Ю.А.ВОЛКОВ, канд.техн.наук,
Е.В.КРАВЧЕНКО, канд.техн.наук
(БПИ)

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ РАЗЛИВОЧНОЙ АРМАТУРЫ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ

Литниковые системы в установках для непрерывной разливки стали целесообразно изготавливать из спеченного плавящего кварца методом шликерного литья в гипсовые формы. При этом шликер (суспензию частиц плавящего кварца в воде, стабилизированную кислотой) заливают в форму из затвер-

девшего гипса — материала с большой пористостью и гигроскопичностью. При наличии градиента влажности и капиллярного потенциала происходит миграция влаги из шликера в форму, шликер обезвоживается, частицы его сближаются и теряют подвижность. Образуется сырое изделие, обладающее прочностью, достаточной для извлечения его из формы, транспортировку на сушку и обжиг. Наиболее длительным этапом является формирование изделия из шликера, т. е. обезвоживание его в форме. Так, например, при средней толщине стенок изделия 20—30 мм процесс продолжается около 8 ч. Интенсификация же формообразования изделий из шликера достигается путем ускорения миграции влаги в пористую форму, в результате избыточного давления газовой среды.

Эксперименты на образцах диаметром 20 мм и толщиной 5—20 мм показали, что при избыточном давлении газа до 0,5 МПа через пористую стенку формы за несколько минут удаляется большая часть свободной влаги. Для натуральных экспериментов была выбрана деталь — сталеразливочный стакан длиной 700 мм, диаметром 145 мм и толщиной стенок 25 мм. Для формования стакана была спроектирована и изготовлена металлическая форма, рабочая поверхность которой образована чехлом из фильтрткани, опирающимся на расположенные вдоль образующих стальные стержни. Нижний торец формы замыкался дискообразным вкладышем. Внутренняя полость изделия оформлена дюралевым стержнем, образующим заливочную чашу и полость стакана, и двумя резиновыми вкладышами, образующими разливочные отверстия. Верхняя часть формы завершалась легкоотделяемой прибыльной надставкой, снабженной штуцером для подвода газа под давлением, и герметизируемой заливочной горловиной. После заливки шликера форма подключалась к баллону со сжатым воздухом. После выдержки в течение 40 мин подача воздуха прекращалась, снималась прибыльная часть, форма освобождалась от бандажей и изделие извлекалось из формы.

Применение такой формы позволяет более чем в десять раз ускорить процесс шликерного литья. Это в свою очередь создает предпосылки для разработки высокопроизводительной технологии изготовления сталеразливочной арматуры.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.133.2-82

И.Г.ДОБРОВОЛЬСКИЙ, канд.техн.наук,
А.В.СТЕПАНЕНКО, д-р техн.наук (БПИ),
В.К.ЖИКЛЕНКОВ (НПО "Техноприбор",
Смоленск)

ГИДРАВЛИЧЕСКАЯ СХЕМА АВТОМАТИЧЕСКОЙ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНОЙ ЛИНИИ ДЛЯ ГОФРИРОВАНИЯ СИЛЬФОНОВ

В работе дается описание принципиальных особенностей схемы гидравлической системы переналаживаемой роторно-конвейерной линии (рис. 1) для гофрирования сильфонов нескольких типоразмеров. Предлагаемая система включает линию обратной связи, позволяющую фиксировать достижение заданной степени выпучивания трубки-заготовки и, соответственно, давать сигнал на управление расходом формирующей жидкости. Кроме того, линия позволяет формовать как глухие сильфоны с дном, так и сильфоны, открытые с двух торцов.

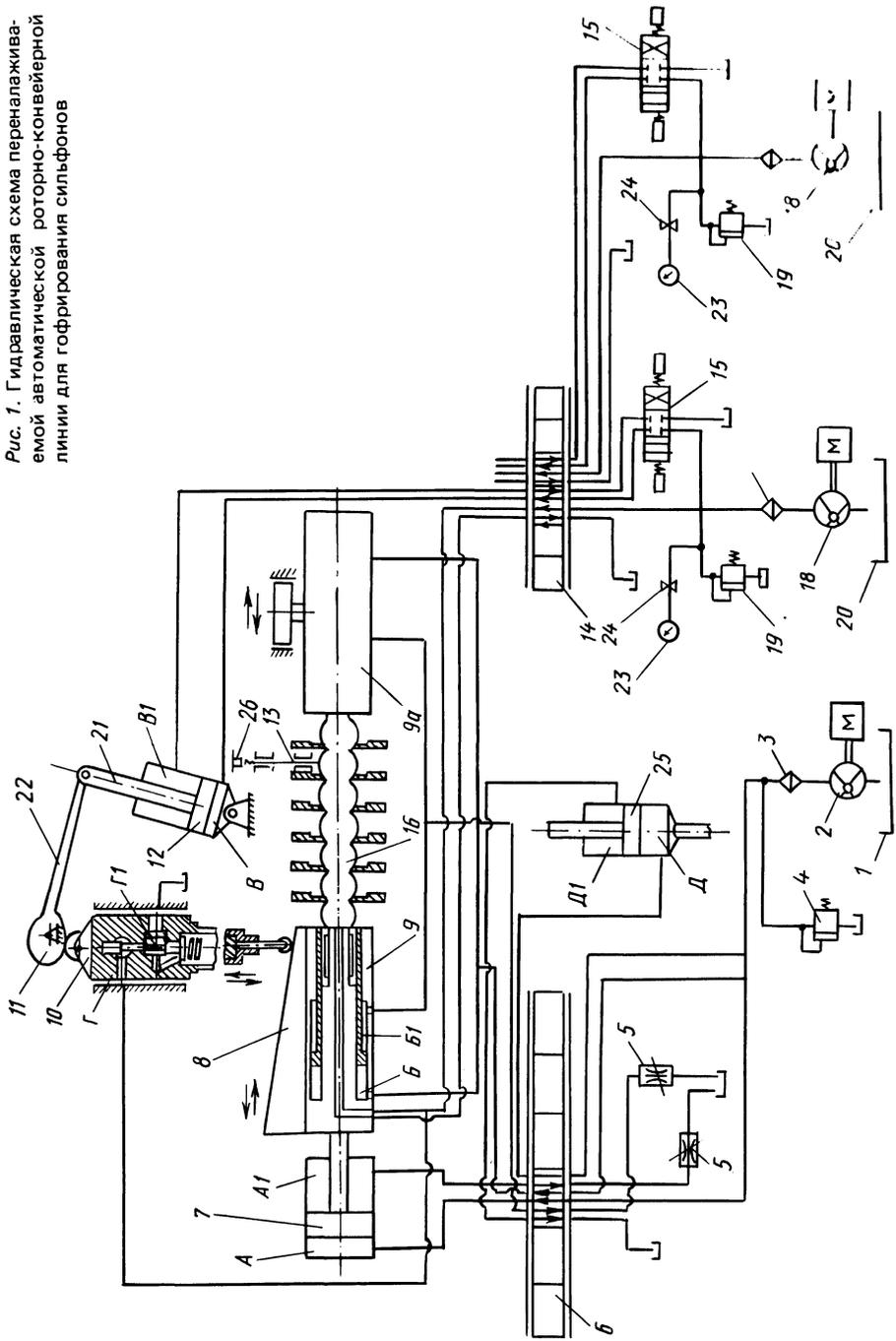
При загрузке трубки-заготовки 16 в зону инструментального блока ротора формовки жидкость из бака 1 насосом 2 через фильтр 3 и плоский гидрораспределитель 6 нагнетается в полость А гидроцилиндра 7, поршень которого перемещает цанговый зажим 9 к торцу трубки-заготовки. Одновременно при помощи ролика, катящегося по профильному копиру, ко второму торцу трубки подводится цанговый зажим 9а, и трубка-заготовка вводится в оба указанных зажима. В схеме предусмотрены предохранительный клапан 4 и дроссели 5.

Затем жидкость через плоский гидрораспределитель 6 нагнетается в полость Д гидроцилиндра 25, перемещая при этом шток цилиндра, связанный с системой рычагов, и осуществляя тем самым смыкание кассет (сведение блоков полуматриц). После этого через тот же гидрораспределитель жидкость нагнетается в полости Б цанговых зажимов 9 и 9а, обеспечивая перемещение соответствующих штоков и герметизацию концов трубки-заготовки 16.

Одновременно насос 18 из гидробака 20 через фильтр 17 и плоский гидрораспределитель 14 заполняет полость трубки-заготовки и полость Г устройства изменения давления 10. Одновременно жидкость от насоса 18 поступает через электрозолотник 15 и плоский распределитель 14 в полость В устройства выбора давления 12. Переключение электрозолотника осуществляется от конечного выключателя.

Под давлением жидкости шток гидроцилиндра 21 смещается вправо и через рычаг 22 поворачивает на оси дисковый кулачок 11, сдвигая при этом устройство 10 в сторону цангового зажима 9. При перемещении устройства 10

Рис. 1. Гидравлическая схема переналаживаемой автоматической роторно-конвейерной линии для гофрирования сильфонов



сжимается пружина регулирования давления и, следовательно, в сети, связанной с полостью трубки-заготовки 16 и полостью В устройства 12, давление будет возрастать до тех пор, пока трубка-заготовка не достигнет определенной степени выпучивания.

При остывании заданного выпучивания трубки между плоскими полуматрицами-кассетами щуп 13 включает микровыключатель 26, дающий сигнал на переключение электрозолотника 15 в среднее положение. При этом перекрывается доступ жидкости в полость В гидроцилиндра 12.

Далее, под давлением жидкости, нагнетаемой насосом 2 через фильтр 3 и плоский распределитель 6 в полость А гидроцилиндра 7, перемещается шток, жестко связанный с цанговым зажимом 9. При этом происходит сближение кассет (стадия сжатия предварительно выпученной трубки-заготовки) и превращение исходной гладкой трубки в сильфон законченной формы.

Копир 8, жестко связанный с цанговым зажимом, перемещаясь, воздействует на пружину устройства изменения давления 10 (через нажимной шток с роликом), что немедленно сказывается на давлении рабочей жидкости в сети, связанной с полостью трубки-заготовки (сильфона). Таким образом осуществляется программное изменение рабочего давления (расхода формирующей жидкости) на всей стадии гидроформовки сильфона.

Слив избыточной жидкости по ходу процесса производится через полость Г₁ (реконструированный предохранительный клапан) устройства изменения давления.

По окончании процесса гофрирования через плоский гидрораспределитель 14 происходит сброс давления из полости сформованного сильфона. Далее при подаче жидкости в полость Д₁ от распределителя 6, обеспечиваемой насосом 2, осуществляется перемещение штока гидроцилиндра 25, связанного с системой плоских формирующих кассет, и обуславливающее размыкание блоков полуматриц.

Освобожденный от плоских матриц сформованный сильфон разгерметизируется. Для этого рабочая жидкость подается из гидробака 1 насосом 2 через фильтр 3 и плоский гидрораспределитель 6 в полости Б₁ цанговых зажимов 9 и 9а. В результате перемещения штоков и отхода их в стороны от торцов сформованного сильфона осуществляется освобождение цанговых зажимов и полная разгерметизация сильфона.

Дальнейшая подача жидкости в полость А₁ гидроцилиндра 7 вызывает перемещение его штока влево. При этом цанговый зажим 9 отходит от торца сильфона. Цанговый зажим 9а одновременно отводится от другого торца сформованного сильфона при помощи ролика, катящегося по профильному копиру. Освобожденный сильфон в это же время удаляется разгрузочным устройством (транспортным ротором линии) на следующую технологическую операцию.

Одновременно жидкость от насоса 18 через фильтр 17, электрозолотник 15, сигнал на переключение которого подается от конечного выключателя, и плоский распределитель 14 нагнетается в полость В₁ устройства выбора давления 12. Шток гидроцилиндра 21, перемещаясь при этом влево, через рычаг 22 возвращает дисковый кулачок 11 в исходное положение. Затем цикл повторяется. В линии предусмотрен предохранительный клапан 19.

Поскольку для гофрирования сильфонов некоторых типоразмеров может

потребуется угол поворота ротора формовки больший, чем угол между двумя позициями инструментальных блоков, необходимо гофрирование на двух соседних позициях проводить от двух гидроприводов. Поэтому на схеме показано два насоса 18 с соответствующими элементами управления (изображена только одна позиция с трубкой-заготовкой). Для удобства ручной настройки и периодического визуального контроля предусмотрен манометр 23 с крапом 24.

Использование предложенной схемы обеспечивает возможность создания автоматических роторных линий для гидроформовки сильфонов нескольких типоразмеров, что позволяет организовать их комплексно-автоматизированное производство и существенно повысить производительность труда и улучшить качество получаемых сильфонов.

УДК 621.974.43

М.А. БАРАНОВСКИЙ, д-р техн. наук,
М.В. СТЕПАШКО, С.А. БАРТАШЕВИЧ,
канд. техн. наук (БПИ)

ДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ ШТОКОВ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ МОЛОТОВ

Основное отличие высокоскоростных молотов от других видов штамповочного оборудования — повышенные скорости деформирования (8–40 м/с), вызывающие появление значительных инерционных сил, ведущих к разрушению узлов молота. Отрицательное влияние сил инерции в наибольшей степени сказывается на штоках высокоскоростных молотов, для которых характерными являются поломки в местах их соединения с бабой.

В настоящей работе предлагается методика динамических расчетов штоков высокоскоростных молотов с учетом влияния инерционных сил движущихся масс при обеспечении равной прочности штока по длине.

Исходя из условия равнопрочности, определялся необходимый закон изменения площади поперечного сечения штока. Для этого на расстоянии x от места соединения штока с поршнем выделялся элемент толщиной dx (рис. 1) и записывалось уравнение его динамического равновесия:

$$\frac{\rho a S dx}{dS} = \sigma_d, \quad (1)$$

где a — ускорение подвижных частей молота; ρ — плотность материала штока; S — площадь штока в рассматриваемом сечении; dS — изменение (приращение) площади штока на длине dx ; σ_d — динамический предел прочности материала штока.

Представив уравнение (1) в виде

$$\frac{dS}{S} = \frac{\rho a}{\sigma_d} dx,$$

после интегрирования с учетом граничных условий ($x = 0, S = S_0$) получим:

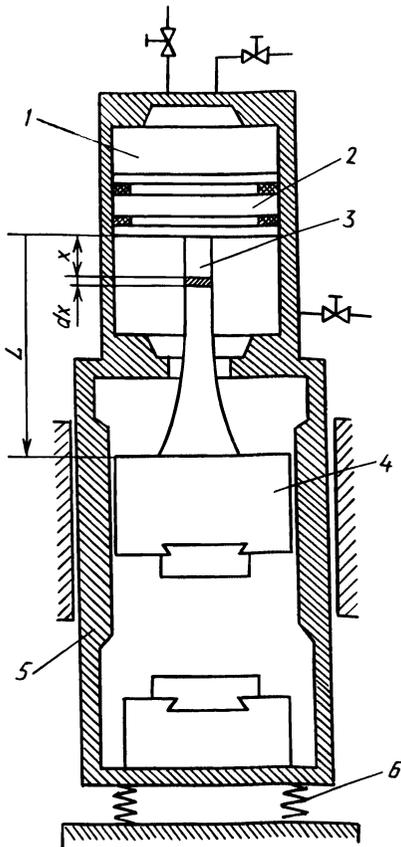


Рис. 1. Принципиальная схема высокоскоростного молота:
 1 — цилиндр; 2 — поршень; 3 — шток;
 4 — баба; 5 — рама молота; 6 — амортизаторы

$$\frac{\rho a}{\sigma_d} x = \ln S - \ln S_0 = \ln \frac{S}{S_0}, \quad (2)$$

где x — координата сечения штока;
 S_0 — площадь исходного, верхнего сечения штока: $S_0 = P/\sigma_d$, P — рабочее усилие, действующее со стороны поршня.

Решение уравнения (2) относительно S дает возможность определить закон изменения площади поперечного сечения штока по длине L в виде экспонентной зависимости

$$S = S_0 \exp(\rho a x / \sigma_d). \quad (3)$$

На основании выражения (3) возможно проектирование штоков, равнопрочных по длине, а также снижение массы и инерционных напряжений, что обеспечивает увеличение их стойкости.

Предложенная методика динамического расчета штоков позволяет рассчитать и спроектировать не только штоки с наружной криволинейной поверхностью (рис. 1), но и цилиндрические пустотелые штоки с внутренней полостью переменного сечения.

Применение подобных штоков обеспечивает увеличение сроков службы высокоскоростных молотов, их производительности и повышение безопасности работы при высокоскоростной штамповке.

УДК 621.983:621.787

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

ДВУХОПЕРАЦИОННОЕ ФОРМОВАНИЕ СИЛЬФОНОВ

Существует необходимость создания измерительных элементов новых типов, в частности сильфонов повышенной чувствительности. В настоящее время сильфоны из трубчатых заготовок изготавливают путем гидроформования в разъемных секционных матрицах [1]. При этом получить сильфоны с малыми толщинами и высокими коэффициентами гофрирования за одну деформаци-

онную операцию часто невозможно из-за превышения интенсивностью деформаций предельного значения исходной пластичности материала заготовки. Возникает необходимость в двухоперационном формировании сальфонов с промежуточной термической обработкой.

Наиболее целесообразным будет формирование сальфона с одинаковой интенсивностью деформирования на каждой операции, что позволит более полно и рационально использовать запас пластичности материала заготовки.

Поскольку весь процесс формообразования сальфона происходит при постоянно изменяющемся соотношении главных напряжений, т. е. при разной жесткости напряженного состояния, то под равной интенсивностью деформирования будем понимать равенство приведенных интенсивностей формоизменения, учитывающих жесткость напряженных состояний на каждой из операций.

При формировании сальфонов наибольшему деформированию подвержен участок, где формируется вершина гофра сальфона. Примем следующие допущения: напряженное состояние является плоским и безмоментным [1], а деформация однородной, что позволяет представить суммарную интенсивность формоизменения как сумму малых простых однородных формоизменений:

$$\epsilon_i = \sum_{j=1}^n e_j, \quad (1)$$

где ϵ_i — суммарная интенсивность формоизменения накопленной пластической деформации (параметр Удквиста); e_j — интенсивность приращений деформаций на j -м этапе деформирования; n — количество элементарных этапов деформирования.

Интенсивность приращений деформации на j -м этапе определяется из известного выражения

$$e_j = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(e_{1j} - e_{2j})^2 + (e_{2j} - e_{3j})^2 + (e_{3j} - e_{1j})^2}, \quad (2)$$

где e_{1j}, e_{2j}, e_{3j} — приращения главных компонентов деформации на j -м этапе деформирования.

В нашем случае

$$e_{1j} = e_{\theta j} = \ln \frac{d_j}{d_{j-1}}; \quad e_{2j} = e_{l j} = \ln \frac{l_j}{l_{j-1}}; \quad e_{3j} = e_{s j} = \ln \frac{s_j}{s_{j-1}}, \quad (3)$$

где $d_{j-1}, l_{j-1}, s_{j-1}$ и d_j, l_j, s_j — диаметр, длина образующей и толщина стенки соответственно в начале и конце рассматриваемого этапа деформирования.

Влияние жесткости напряженного состояния каждого этапа деформирования может быть учтено коэффициентом жесткости напряженного состояния [2]

$$\Pi = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i} \quad (4)$$

и эмпирической зависимостью [2]

$$\epsilon_n = (1,6 - 0,6\Pi) \epsilon_0, \quad (5)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ — главные нормальные напряжения; σ_j — интенсивность напряжений; ϵ_H, ϵ_0 — предельные деформации при рассматриваемом напряженном состоянии и при одноосном соответственно.

Отношения компонентов напряжения на каждом этапе деформирования, которые в свою очередь определяют коэффициент жесткости напряженного состояния, можно определить через поэтапные приращения компонентов деформации, если воспользоваться законом пропорциональности разностей главных напряжений разностям главных деформаций

$$\frac{\sigma_{\theta j} - \sigma_{sj}}{e_{\theta j} - e_{sj}} = \frac{\sigma_{lj} - \sigma_{sj}}{e_{lj} - e_{sj}}, \quad (6)$$

а также принятым допущением $\sigma_{sj} = 0$.

Соотношение главных компонентов напряжения, действующего на каждом этапе деформирования при изготовлении силфона:

$$m_j = \frac{\sigma_{lj}}{\sigma_{\theta j}} = \frac{e_{lj} - e_{sj}}{e_{\theta j} - e_{sj}}. \quad (7)$$

Коэффициент жесткости напряженного состояния

$$P_j = \frac{1 + m_j}{\sqrt{1 - m_j + m_j^2}}. \quad (8)$$

Результаты вычислений по выражениям (1) — (8) представлены в табл. 1.

Зная суммарную приведенную интенсивность формоизменения на этапах деформирования, достаточно просто разделить весь процесс на две отдельные

Таблица 1

Этапы деформирования j	Относительное увеличение диаметра $K = \frac{d_j - d_0}{d_0}$	Приращения главных компонентов деформации			Приращение интенсивности деформации e_j	Отношение главных компонентов напряжения m_j	Коэффициент жесткости напряженного состояния P_j	Приведенное приращение интенсивности деформации e_{j0}	Суммарная приведенная интенсивность формоизменения $\sum_j e_j$
		$e_{\theta j}$	e_{lj}	e_{sj}					
1	0,06	0,058	0,010	-0,068	0,073	0,619	1,852	0,149	0,149
2	0,12	0,055	-0,028	-0,027	0,055	-0,012	0,982	0,054	0,203
3	0,16	0,035	-0,017	-0,018	0,035	-0,019	0,963	0,034	0,237
4	0,19	0,026	-0,017	-0,009	0,026	-0,229	0,602	0,021	0,258
5	0,22	0,025	-0,007	-0,018	0,026	0,256	1,551	0,039	0,297
6	0,27	0,040	-0,040	0	0,046	-1,00	0	0,029	0,326
7	0,32	0,039	-0,022	-0,017	0,039	-0,089	0,837	0,036	0,362
8	0,36	0,029	-0,029	0	0,033	-1,00	0	0,021	0,383
9	0,39	0,022	-0,031	0,009	0,032	-1,29	-0,146	0,019	0,402
10	0,40	0,007	-0,007	0	0,008	-1,00	0	0,005	0,407

операции, где в пределах каждой приведенные интенсивности будут равны между собой:

$$\sum_{j=1}^p e_{j0}^I \approx \sum_{j=p+1}^n e_{j0}^{II}; \quad \sum_{j=1}^p e_{j0}^I + \sum_{j=p+1}^n e_{j0}^{II} = \sum_{j=1}^n e_{j0} \quad (1)$$

где p — количество элементарных этапов деформирования на первой операции

Условие (9) выполняется при $p = 2$, что соответствует относительному увеличению диаметра трубчатой заготовки на первой операции изготовления сиффона $K^I = 0,12$ и на второй $K^{II} = 0,28$.

Это объясняется более жесткой схемой деформирования на начальных этапах изготовления сиффона, где происходит более интенсивное использование запаса пластичности материала за счет действия растягивающего осевого напряжения σ_l .

Таким образом, при двухоперационном формовании сиффонов с промежуточной разупрочняющей термообработкой относительное увеличение диаметра трубчатых заготовок на первой операции должно составлять 30 % общего коэффициента гофрирования сиффонов и соответственно 70 % — на второй.

Данный вывод подтверждается опытом применения двухоперационной формовки при изготовлении сиффонов.

ЛИТЕРАТУРА

1. И с а ч е н к о в Е.И. Штамповка резиной и жидкостью. — М.: Машиностроение, 1967. — 367 с. 2. С м и р н о в - А л я е в Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. — М.: Машиностроение, 1978. — 368 с.

УДК 621.07

В.Н.БУЛАХ, канд.техн.наук,

И.Н.МЕХЕД, канд.техн.наук,

П.С.ОВЧИННИКОВ, канд.техн.наук (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫТЯЖКИ КОРОбЧАТЫХ ДЕТАЛЕЙ

При вытяжке деталей коробчатой формы из плоской заготовки за один переход можно получить довольно глубокое изделие. Металл при этом в различных частях заготовки деформируется по-разному. Если считать, что в углах детали происходит вытяжка, а прямые стенки отгибаются, то это справедливо отчасти только для низких изделий. При увеличении высоты изделий участки угловых закруглений все больше воздействуют на прямые стенки, увеличивая их высоту, причем это влияние зависит и от радиуса закругления коробки.

В связи с этим значительные трудности представляет определение формы и размеров исходной заготовки.

В табл. 1 приведены данные, полученные при вытяжке квадратных коробок с наружными размерами в плане 64×64 мм из стали 08кп толщиной 1; 1,5 и 2 мм. Радиус закругления в месте перехода стенки изделия ко дну — 4 мм.

Форма заготовки, применявшейся для вытяжки низких деталей, приведена на рис. 1, а.

В таблице H_3 — высота полученного изделия; H_T — высота, определенная расчетным путем, исходя из принятых размеров заготовки при условии, что прямая полка детали образуется простым изгибом, радиус R рассчитан из предположения, что угол закругления детали образуется вытяжкой четверти цилиндрического стакана независимо от прямых полок. Размер E см. на рис. 2.

Таблица 1

S , мм	r_y , мм	L_B , мм	R_3 , мм	H_3 , мм	H_T , мм	H/B	R , мм	$E+R$, мм	$0,705L_B -$ $-0,41R_3$, мм
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1,5	4	78	19	12,2	11,6	0,19	8,9	47,8	48,0
1,5	4	90	33	18,0	17,6	0,28	11,1	50,0	49,9
1,5	8	78	18,5	12,1	11,6	0,19	14,0	47,2	47,4
1,5	8	90	32	17,8	17,6	0,28	16,9	50,1	50,3
1,5	8	106	51	26,9	25,7	0,42	20,6	53,8	53,8
1,5	16	81	28	13,8	13,1	0,22	24,8	45,3	45,6
1,5	16	90,5	35	18,5	17,8	0,29	27,8	48,3	49,3
1,5	2	82	21	14,5	12,8	0,23	8,3	48,6	49,2
1,0	4	90	31	17,6	16,0	0,28	12,4	50,5	50,7
1,0	2	90	32	12,8	16,0	0,28	9,0	49,9	50,3
2,0	4	90	32	17,8	17,3	0,28	13,0	49,7	50,3
2,0	2	90	33	18,0	17,3	0,28	9,7	49,2	49,9

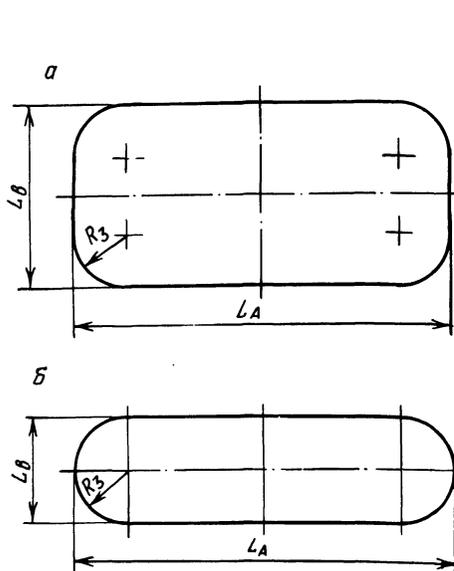


Рис. 1. Формы исходных заготовок

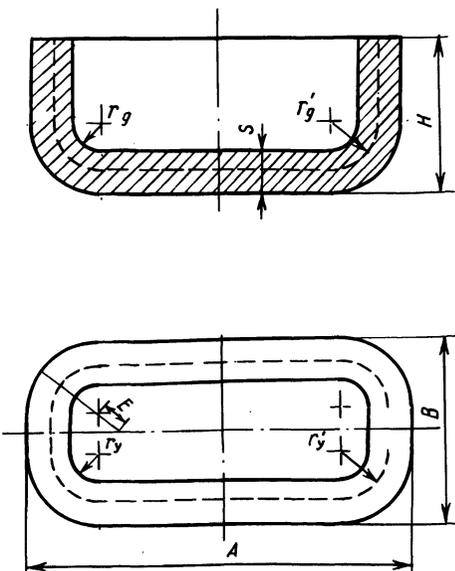


Рис. 2. Форма коробчатой детали

Из приведенных данных видно, что для низких деталей коробчатой формы ровный край получается, если заготовка имеет форму, изображенную на рис. 1, а. Хорошая сходимость результатов столбцов 9 и 10 таблицы получается, когда окружность радиуса закругления заготовки проходит через точку C , расположенную на биссектрисе угла закругления и удаленную от центра этого закругления на расстояние R , подсчитанное из условия вытяжки четверти цилиндра вне связи с прямыми полками (рис. 3).

Тогда радиус закругления заготовки R_3 найдем из условия, что дуга окружности касается прямых полок заготовки и проходит через точку C .

Начало координат поместим на биссектрисе угла детали. Подставляя координаты точки C и значения постоянных величин в уравнение окружности, получим уравнение $R_3^2 + 4CR_3 + 2C^2 = 0$, решив которое, имеем: $R_3 = -3,41C$, где $C = 0,5B - r_y - S + 0,71R - 0,5L_B$. Размеры B ; r_y ; S даны на рис. 2.

Рассмотренная форма заготовки сохраняется при соотношении $R_3 < 0,5L_B$. При $R_3 = 0,5L_B$ заготовка для прямоугольной коробки имеет форму, приведенную на рис. 1, б, а для квадратной — форму круга.

Высота коробки, при которой заготовка имеет форму, приведенную на рис. 1, б,

$$H = R + 0,205B - 1,41r_y + 0,59S + 2r_y - \frac{\pi}{2}(r_y - xS),$$

где x принимается по данным [1].

Справедливость приведенных выводов для других соотношений размеров необходимо проверить экспериментально.

ЛИТЕРАТУРА

1. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. — М.: Машиностроение, 1979. — 782 с.

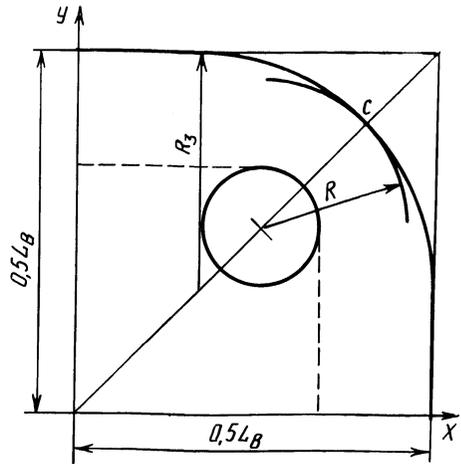


Рис. 3. К определению радиуса закругления заготовки

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

О ВЗАИМНОЙ ОРИЕНТАЦИИ ЗАГОТОВОК ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ВЫТЯЖКЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Универсальным критерием технико-экономической эффективности различных способов вытяжки является относительная глубина вытяжки $H_d = H_{\min}/d_c$ (где H_{\min} — минимальная высота изделия; d_c — средний диаметр изделия), которая определяется суммарной деформацией и анизотропией механических свойств материала. При комбинированной вытяжке двухслойных пакетов, составленных из отдельных плоских разнородных заготовок, на относительную глубину вытяжки оказывает влияние не только анизотропия механических свойств заготовок, но и их взаимная ориентация.

Рассмотрим два варианта взаимной ориентации заготовок в пакете: направления образования фестонов и впадин в обеих заготовках совпадают; направления образования фестонов в одной заготовке совпадают с направлениями образования впадин в другой. В первом случае в процессе деформации разность утолщений кромки пакета по его периметру будет максимальной, а во втором — минимальной. Рассмотрим случай, когда механические свойства обеих заготовок будут одинаковы. При ориентации заготовок по второму варианту скорость смещения материала в направлениях образования впадин одной заготовки превышает скорость смещения материала в направлениях образования фестонов другой заготовки. Возникающие вследствие этого силы межслойного трения создают в слоях дополнительные меридионально направленные напряжения: растягивающие — в области образования впадин и сжимающие — в области образования фестонов. В результате степень неравномерности деформаций по периметру пакета несколько уменьшится, что приведет к снижению степени фестонообразования и некоторому увеличению H_{\min} .

Для экспериментальной проверки влияния взаимной ориентации заготовок в пакете на степень фестонообразования и относительную глубину вытяжки производили вытяжку двухслойных пакетов с одинаковыми и различными

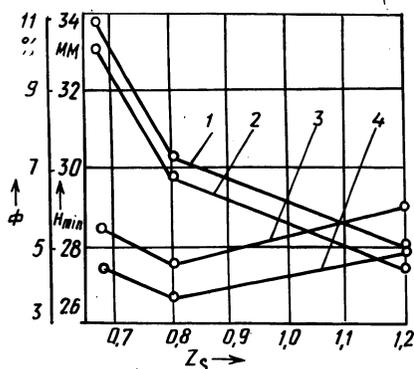


Рис. 1. Влияние ориентации заготовок в пакете сталь 08кп ($s = 0,81$ мм) — сталь 08кп ($s = 0,81$ мм) на минимальную высоту изделия H_{\min} и степень фестонообразования Φ при вытяжке с различными относительными зазорами Z_s : 1, 2 — H_{\min} ; 3, 4 — Φ ; 2, 3 — ориентация заготовок по первому варианту; 1, 4 — ориентация заготовок по второму варианту

Рис. 2. Влияние ориентации заготовок в пакете сталь 08кп ($s = 0,72$ мм) — алюминий АД1М ($s = 0,7$ мм) на минимальную высоту изделия H_{\min} и степень фестонообразования Φ при вытяжке с различными относительными зазорами z_s :

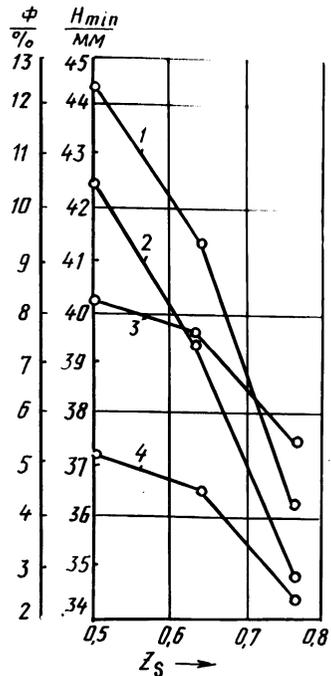
1, 2 — H_{\min} ; 3, 4 — Φ ; 2, 3 — ориентация заготовок по первому варианту; 1, 4 — ориентация заготовок по второму варианту

механическими свойствами слоев. Результаты экспериментальных исследований приведены на рис. 1 и 2. Из графиков видно, что при вытяжке двухслойных пакетов как с одинаковыми, так и с различными механическими свойствами слоев, при ориентации заготовок по второму варианту степень фестонообразования уменьшается, а относительная глубина вытяжки увеличивается по сравнению с ориентацией заготовок по первому варианту.

При комбинированной вытяжке H_d зависит не только от предельной степени вытяжки и степени фестонообразования, но и от предельно допустимой для данного материала степени утонения. Из-за анизотропии механических свойств утолщение края по периметру заготовки происходит неравномерно, следовательно, переменной по периметру будет и степень утонения $K_{си}$. Степень утонения необходимо выбирать на основе ее предельного значения для данного материала.

При комбинированной вытяжке двухслойного пакета с ориентацией заготовок по первому варианту максимальное значение истинной степени утонения (в зоне образования впадин) будет больше, чем при вытяжке пакета с ориентацией заготовок по второму варианту. Уменьшение максимального значения истинной степени утонения $K_{си}$ (за счет их выравнивания по периметру заготовки) при вытяжке двухслойного пакета с ориентацией заготовок по второму варианту позволит увеличить предельную степень утонения $K_{сип}$, а следовательно, и относительную глубину вытяжки H_d . Влияние взаимной ориентации заготовок на предельную степень утонения определяли на пакетах латунь Л63 ($s = 0,7$ мм) — сталь 08кп ($s = 0,72$ мм) с наружным расположением латунного слоя. Предельная степень утонения при ориентации заготовок по первому варианту составила 1,82, а по второму 1,96, т. е. увеличилась на 7,8 %.

Таким образом, для повышения технико-экономических показателей процесса комбинированной вытяжки двухслойных изделий заготовки в пакете следует ориентировать так, чтобы направления образования фестонов в одной заготовке совпадали с направлениями образования впадин в другой.



МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ СРЕЗА ПРИ РАЗДЕЛЕНИИ СПЕЧЕННОГО ПОРОШКОВОГО ПРОКАТА

Особенность свойств спеченных порошковых материалов обуславливает своеобразие механизма разделительных операций при штамповке из них заготовок. При наличии пор снижаются прочность и пластичность материала на разрыв, однако при сжатии пористой заготовки ее пластичность может быть значительной, превосходящей в аналогичных условиях испытания пластичность компактной заготовки.

Для изучения механизма деления пористых заготовок были изготовлены образцы-модели, представляющие собой полосу толщиной 5 мм со сквозными, имитирующими поры спеченного проката, отверстиями \varnothing 1 мм. Опыты проводили в штампе с регулируемым положением режущих кромок матрицы относительно пуансона. На рис. 1 показано изменение сечений образцов и пор на разной стадии процесса среза.

Как показали опыты, при разделительных операциях пористого проката первая стадия упругой деформации заготовки незначительна. Вторая стадия — внедрение в заготовку инструмента — вызывает ее пластическую деформацию. При этом происходит уплотнение материала в области очага деформации, расположенной между режущими кромками и под нагруженной инструментами поверхностью. Свободные от нагружения поверхности и прилегающие к ним области испытывают растяжение, вызывающее разуплотнение материала (рис. 2). Развитие этих надрывов в трещины-сколы локализируются порами, а образование среза на третьей стадии процесса происходит в результате хрупкого разрыва образца.

Проведенные исследования по выявлению особенностей деформирования спеченного проката из металлических порошков в процессе резки позволяют объяснить различия формы и качества поверхности среза у компактного и пористого материалов. Наличие дополнительной деформации за счет уплотнения

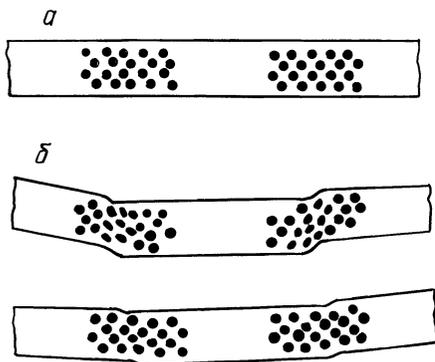


Рис. 1. Образцы-модели на разных стадиях деления:

а — стадия упругой деформации; *б* — стадии уплотнения и пластической деформации

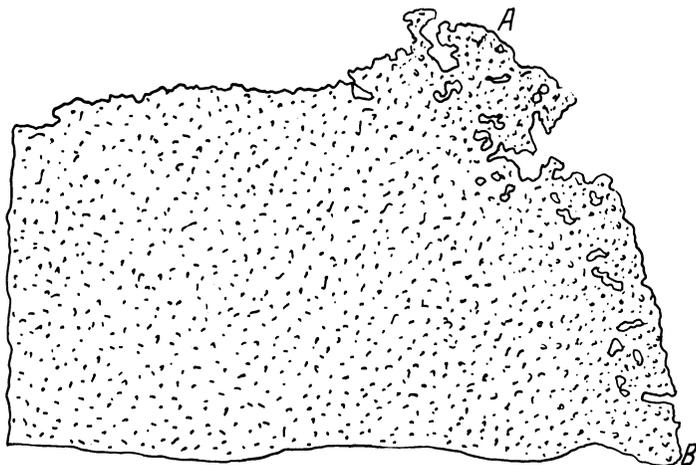


Рис. 2. Макроструктура свободного от нагружения участка поверхности среза спеченной заготовки

материала приводит к неравномерному распределению плотности в прилегающих к поверхности среза областях и изгибу утяжины AB , что влечет за собой увеличение вдоль нее растягивающих напряжений. Для материалов с относительной плотностью менее 0,75 эти напряжения могут достигать значений, при которых происходят разрывы в зоне A .

Таким образом, пористость оказывает существенное влияние на механизм образования среза, ведет к дополнительным деформациям за счет уплотнения и ухудшению поверхности среза при разделении спеченного пористого материала.

УДК 621.762

А.В.СТЕПАНЕНКО, д-р техн.наук,
Л.С.БОГИНСКИЙ, канд.техн.наук,
О.П.РЕУТ, канд.техн.наук,
Л.Ф.ПАВЛОВСКАЯ (БПИ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВ В ПОЛИУРЕТАНОВЫХ ОБОЛОЧКАХ

При изготовлении труб методом гидростатического прессования давление может осуществляться как на матрицу, так и на оправку. В первом случае возникают трудности, связанные со снятием трубы, поэтому матрица должна быть разъемной. При прессовании порошка на оправку уменьшается трудоемкость изготовления труб, отпадает необходимость в выпрессовке и пресс-форма имеет более технологичную конструкцию.

Оболочка выполняет важную роль в процессе гидростатического прессования. Наиболее перспективным материалом для серийного производства оболоч-

чек является полиуретан. Он успешно выдерживает многократное прессование и сохраняет свои упругие свойства.

Исследования проводили на пресс-форме (рис. 1), состоящей из крышки 1, полиуретановой оболочки 2, оправки 3, подставки 4. На уступе оправки и на крышке имеются уплотнительные кольца 5, которые обеспечивают герметичность пресс-формы. Для равномерного заполнения пресс-формы порошком 6 засыпку производили на вибростоле. Использовали оболочки, изготовленные из полиуретана марки Адипрен Л-167, со следующими размерами: $D_{вн} = 44,5$ мм, длина — 650 мм, толщина стенки — 3,5 мм; 5; 7; 10,5; 15 мм. В качестве исходного материала применялся порошок титана ПТС ТУ14-1-3086-80.

Результаты экспериментального исследования влияния толщины стенки оболочки на плотность получаемого изделия показывают, что в диапазоне 3,5—15 мм толщина стенки полиуретановой оболочки практически не влияет на плотность получаемого изделия. Незначительное (около 1%) увеличение плотности прессовки можно объяснить колебаниями массы засыпанного порошка, которая зависит от влажности порошка и времени работы вибростола. Использование оболочек толщиной более 5 мм экономически нецелесообразно. Кроме того, такие оболочки значительно сложнее герметизировать и они неудобны в работе. Оболочки с толщиной стенки менее 2 мм непригодны, так как они не обладают необходимой устойчивостью при вибрационной засыпке порошка. Это приводит к неравномерному распределению плотности по объему трубы.

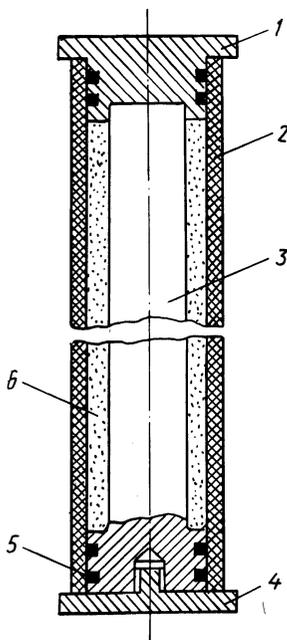


Рис. 1. Пресс-форма для гидростатического прессования порошка в полиуретановой оболочке

На таких изделиях при спекании появляются коробления и трещины. Оптимальной для гидростатического прессования принята полиуретановая оболочка с толщиной стенки 3,5—5 мм. Она обеспечивает хорошее качество, требуемую точность и одинаковую плотность по объему изделия.

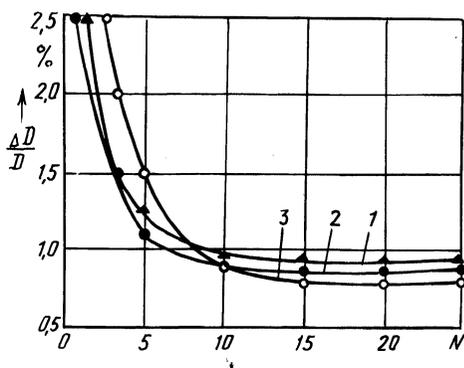


Рис. 2. Зависимость изменения диаметра оболочки $\Delta D/D$ от числа прессований N при различных толщинах оболочки: 1 — 3,5 мм; 2 — 5; 3 — 10,5 мм

Одним из критериев пригодности эластичных оболочек является стабильность их свойств и размеров. В работе изучали влияние количества циклов прессований на изменение внутреннего диаметра оболочки: $\Delta D/D = (D_0 - D_T)/D_0$, где D_0 и D_T — начальное и текущее значения внутреннего диаметра оболочки.

Оказалось, что после незначительных изменений диаметра при первых прессовках дальнейших изменений практически не происходит (рис. 2). Внутренний диаметр для всех трех типоразмеров оболочек практически не изменяется после 15 прессований. Длительное использование оболочек подтвердило стабильность их свойств и размеров.

Важным критерием пригодности полиуретановой оболочки является сцепление с ней металлического порошка. Несмотря на использование порошка с неправильной формой частиц, сцепления последних с оболочкой не происходило. Оболочка легко снималась и на ее внутренней поверхности никаких неровностей не было. Эксперименты также подтвердили высокую износостойкость полиуретановых оболочек.

В процессе работы была изготовлена опытная партия труб. В результате испытаний установлено, что пористые изделия, гидростатически спрессованные в пресс-форме с полиуретановой оболочкой, соответствуют требованиям, предъявляемым к данному виду изделий.

Технологический процесс гидростатического прессования в полиуретановых оболочках внедрен на Краснопахорском экспериментальном заводе металллокерамических изделий (Московская обл.). Экономический эффект составил 56 тыс. руб. в год.

УДК 539.3

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

ИНТЕГРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Для реального материала желательны определять напряженное состояние в точке деформируемого тела интегральными характеристиками.

Рассмотрим сколь угодно малую единичную сферу вокруг исследуемой точки тела в пространстве главных напряжений. На поверхности этой сферы выделим площадку dS , положение которой в сферической системе координат определяется единичным вектором нормали

$$\bar{n} = n_1 \bar{e}_1 + n_2 \bar{e}_2 + n_3 \bar{e}_3 = n_i \bar{e}_i,$$

где $\bar{e}_1, \bar{e}_2, \bar{e}_3$ — единичные векторы, направленные вдоль осей σ_1, σ_2 и σ_3 соответственно; $n_1 = \sin\theta \cos\varphi$; $n_2 = \sin\theta \sin\varphi$; $n_3 = \cos\theta$ — направляющие косинусы единичного вектора нормали.

Площадь поверхности единичной сферы и ее дифференциальный элемент — $S = 4\pi$, $dS = \sin\theta d\theta d\varphi$.

В пространстве главных напряжений вектор полного напряжения на выделенной площадке dS

$$\bar{p}_n = \sigma_i n_i \bar{e}_i . \quad (1)$$

Вектор нормального напряжения $\bar{\sigma}_n$ определяется из соотношения

$$\bar{\sigma}_n = (\bar{p}_n \bar{n}) \bar{n} = \sigma_n n_i \bar{e}_i , \quad (2)$$

где нормальное напряжение

$$\sigma_n = \bar{p}_n \bar{n} = \sigma_i n_i \bar{e}_i n_i \bar{e}_i = \sigma_i n_i^2 . \quad (3)$$

Вектор сдвигающего напряжения на площадке dS

$$\bar{\tau}_n = \bar{p}_n - \bar{\sigma}_n = (\sigma_i - \sigma_n) n_i \bar{e}_i . \quad (4)$$

Формулы (1) – (4) определяют тензор напряжений в данной точке тела. Интегральные характеристики напряженного состояния определяем для абсолютных величин векторов напряжений по нижеследующей схеме.

Обозначим среднее значение любой величины ω по единичной сфере $\langle \omega \rangle$:

$$\langle \omega \rangle = \frac{1}{S} \int_s \omega dS = \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \omega \sin\theta d\theta d\varphi ,$$

а среднее квадратичное значение этой величины – ω_* :

$$\omega_*^2 = \frac{1}{S} \int_s \omega^2 dS = \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \omega^2 \sin\theta d\theta d\varphi , \quad (5)$$

где S – площадь единичной сферы.

При стягивании единичной сферы в точку ($S \rightarrow 0$) значения $\langle \omega \rangle$ и ω_* интерпретируем соответственно как среднее и среднее квадратичное значение величины ω в исследуемой точке.

Наибольший интерес представляет среднее квадратичное полное напряжение. Это связано с тем, что полные напряжения, действующие на площадках, проходящих через данную точку, являются определяющими для всех остальных напряжений. Среднее квадратичное полное напряжение по уравнению (5) получаем в виде:

$$p_{n_*}^2 = \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi (\sigma_i n_i)^2 \sin\theta d\theta d\varphi = \sigma_0^2 + \frac{2}{3} T^2 , \quad (6)$$

где σ_0 – гидростатическое напряжение; T – интенсивность сдвигающих напряжений.

Полагая, что материал достигает предельного состояния в момент достижения средним квадратичным полным напряжением p_{n_*} некоторого постоянного значения, получаем из выражения (6) следующее уравнение:

$$\sigma_0^2 + \frac{2}{3} T^2 = \text{const} . \quad (7)$$

В таком виде уравнение (7) аналогично критериям предельного состояния Ю.И.Ягна и А.И.Боткина [1] .

При соответствующем раскрытии постоянная выражение (7) можно интерпретировать как условие текучести для микроскопического объема материала, содержащего определенное количество полостей или пор. Действительно, в общем случае это уравнение по своей структурной форме соответствует критериям пластичности пористых тел, в том числе металлов [2], что позволяет дать этим критериям ясное физическое толкование.

ЛИТЕРАТУРА

1. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии. Справочник/А.А.Лебедев, Б.И.Ковальчук, Ф.Ф.Гигиняк, В.П.Ламашевский. — Киев: Наукова думка, 1983. — 366 с. 2. Грин Дж. Р. Теория пластичности пористых тел. — Механика, 1973, 140, вып. 4, с. 109—120.

УДК 539.374

А.С.МАТУСЕВИЧ, д-р техн.наук
(ФТИ АН БССР)

АНАЛИЗ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Формирование композиционного материала прокаткой и горячим прессованием осуществляется в условиях плоского деформированного состояния [1]. В этом случае матричный материал деформируется в двух направлениях: заполняет промежутки между волокнами и течет в направлении поперек волокон под действием одного и того же усилия деформирования. Рассматривая два поля линий скольжения, допускаем в каждом элементарной очаге деформации в процессе элементарного обжатия модель жесткопластического тела, а связь между элементарными полями считаем определяемой зависимостями для жестковязкопластической модели [2].

Зависимость максимального удельного усилия от относительного шага укладки волокон при затекании матричного материала в промежутки между волокнами в случае максимального трения хорошо аппроксимируется уравнением [3]:

$$\rho/2k_1 = 2\ln[\sigma/(\sigma - d)], \quad (1)$$

где k_1 — пластическая постоянная матричного материала при заполнении межволоконных промежутков; δ — шаг укладки; d — диаметр волокон.

Течение матричного материала поперек волокон можно рассматривать как сжатие слоя между шероховатыми плитами. В этом случае

$$\rho/(2k_2) = 1 + [B/(4s)], \quad (2)$$

где k_2 — пластическая постоянная матричного материала при его течении поперек волокон; B и s — соответственно ширина и толщина матричного слоя.

Из выражений (1) и (2) находим:

$$\frac{k_1}{k_2} = \frac{4s + B}{8s \ln \frac{\delta}{\delta - d}} \quad (3)$$

На основе модели жестковязкопластичного тела в [2] получена следующая зависимость:

$$\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2 = [(\nu - 1)k_1] / [(\nu - k_1/k_2)k_2], \quad (4)$$

где $\nu = \tau_{\max} / \tau_0$ — отношение максимального значения предела текучести в рассматриваемом процессе к пределу жесткости материала.

Подставляя (3) в зависимость (4), после преобразований получим:

$$\frac{\dot{\epsilon}_1}{\dot{\epsilon}_2} = \frac{(\nu - 1)(4s + B)}{4s \left(2 \ln \frac{\delta}{\delta - d} - 1 \right) - B}. \quad (5)$$

Скорости деформации при течении металла в промежутки между волокнами и уширении заготовки соответственно [4]:

$$\dot{\epsilon}_1 = v / \delta; \quad \dot{\epsilon}_2 = v / s, \quad (6)$$

где v — скорость деформации.

Подставив выражение (6) в формулу (5) и приняв

$$M = 4 \left(3\nu \ln \frac{\delta}{\delta - d} - 1 \right), \quad N = \nu - 1,$$

получим

$$s(sM - 4N\delta) = B(s + N\delta). \quad (7)$$

В любой момент формоизменения полный смещенный объем равен Bds , а объемы металла, смещенного в промежутки между волокнами W_1 и поперек волокон W_2 ,

$$W_1 = m(\delta - a)df; \quad W_2 = sdB, \quad (8)$$

где m — количество волокон в ряду; f — глубина затекания металла в промежутки между волокнами; a — текущее расстояние между волокнами.

Тогда

$$m(\delta - a) \frac{df}{dB} + s = B \frac{ds}{dB}. \quad (9)$$

Скорости истечения в рассматриваемых направлениях соответственно

$$v_1 = W_1 / [m(\delta - a)]; \quad v_2 = W_2 / s,$$

откуда, с учетом уравнения (9), имеем:

$$v_1 / v_2 = df / dB. \quad (10)$$

В [2] показано, что для аналогичных процессов течения металла в двух направлениях существует зависимость:

$$\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2 \approx v_1 / v_2. \quad (11)$$

Тогда выражение (9), учитывая формулы (6), (7), (10) и (11), можно преобразовать:

$$dB = \frac{\delta}{m(\delta - 0,86d) + \delta} \frac{sM - 4N\delta}{s + N\delta} ds. \quad (12)$$

После интегрирования уравнения (12), подстановки постоянной интегрирования, определяемой условиями $s = s_0$ при $B = B_0$, $s = s_k$ при $B = B_k$, подстановки коэффициентов M и N , выражая s_k через степень обжатия заготовки ϵ_1 после заполнения промежутков между волокнами, количество слоев волокон и их диаметр, получим формулу для определения уширения матричного материала в процессе формирования композиций:

$$\begin{aligned} \Delta B = & \frac{4\delta}{B_0(1 - 0,86d/\delta) + \delta} \left\{ 2\nu [(\nu - 1) \times \right. \\ & \times \ln \frac{(\nu - 1)\delta + s_0}{(\nu - 1)\delta + s_0(1 - \epsilon_1) - n\epsilon_1 d/(n+1)} - (s_0 - \\ & \left. - \frac{nd}{n+1}) \epsilon_1 \right] \ln \frac{1}{1-d/\delta} + (s_0 + \frac{nd}{n+1}) \epsilon_1 \left. \right\}. \quad (13) \end{aligned}$$

Уравнение (13) позволяет анализировать процессы формоизменения при получении композиционных материалов методами прокатки и горячего пресования. Очевидно, что в основном процесс формирования композиций зависит от начальной ширины заготовки и толщины матричного материала, отношения шага укладки волокон к их диаметру, количества слоев волокон и степени обжатия.

Из выражения (5) следует, что основное условие отсутствия деформации в направлении уширения

$$\frac{B}{s} = 4(2\nu \ln \frac{\delta}{\delta - d} - 1), \quad (14)$$

откуда

$$\delta/(\delta - d) = \exp[B/(8\nu s) - 1/(2\nu)]. \quad (15)$$

Минимальное отношение шага укладки волокон к их диаметру, при котором матричный материал заполняет промежутки между волокнами без уширения, в соответствии с формулой (15)

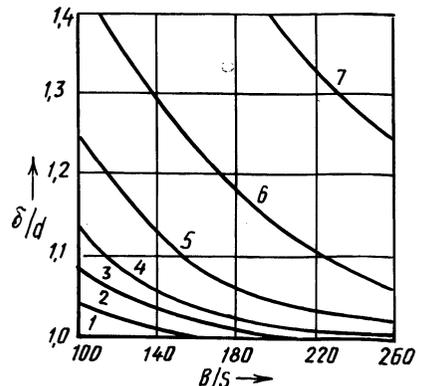


Рис. 1. Зависимость минимального отношения шага укладки к диаметру волокна от отношения ширины заготовки к толщине матричного слоя:
1—7 — $\nu = 1, 4, 5, 6, 8, 12$ и 20 соответственно

$$\frac{\delta}{d} = \frac{e^A}{e^A - 1}, \quad (16)$$

где $A = \frac{1}{2\nu} \left(\frac{B}{4s} + 1 \right)$.

Графическое изображение зависимости (16) для различных значений ν представлено на рис. 1. Каждому материалу соответствует определенная кривая, а ее расположение зависит от диапазона напряжений и скоростей деформации. Для постоянных значений B/s при повышении скорости деформации и вязкости матричного материала увеличивается минимальное отношение шага укладки волокон к их диаметру, при котором происходит заполнение промежутков между волокнами без уширения.

Для практического применения полученных зависимостей необходимо знать отношение максимального сдвигающего напряжения к экстраполированному пределу жесткости материала. Например, при изготовлении композиционного материала методом прокатки на стане с диаметром валков 400 мм и скоростью вращения 0,15 м/с максимальная скорость относительной деформации составляет 10^2 с^{-1} . По данным [4], для матрицы из алюминия этой скорости деформации соответствует $\nu = \tau_{\max}/\tau_0 = 5$. В этом случае минимальное отношение шага укладки к диаметру волокна, при котором происходит формирование композиционного материала без уширения, определяется кривой 3.

ЛИТЕРАТУРА

1. М а т у с е в и ч А.С. Композиционные материалы на металлической основе. — Мн.: Наука и техника, 1978. — 215 с.
2. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки/Е.М. М а к у ш о к, А.С. М а т у с е в и ч, В.П. Северденко, В.М. С е г а л. — Мн.: Наука и техника, 1968. — 407 с.
3. М а т у с е в и ч А.С. Определение усилий формирования композиционных материалов. — Кузн. штамп. производство, 1981, № 12, с. 7—9.
4. Т и х о н о в А.С., О с и п о в В.Г., Б у л а т С.И. Деформируемость металлов и бинарных сплавов. — М.: Наука, 1971. — 131 с.

УДК 621.762

Е.Г. СЫЧЕВ, канд. техн. наук,
В.Ф. БУРЕНКОВ (ГПИ)

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТА НА УГЛЫ ЗАКЛИНИВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ НАНЕСЕНИЯ МЕТАЛЛОПОРШКОВОГО ПОКРЫТИЯ

Нанесение порошковых покрытий с заранее заданными свойствами является одним из важнейших путей повышения долговечности деталей машин, изготовленных из обычных конструкционных сталей. Нанесение металлических порошков методом пластического деформирования позволяет исключить металлургические недостатки и получить покрытие высокой плотности и адгезии, без припекания к поверхности металла.

Представляет практический интерес определение углов инструмента в зоне

заклинивания для различных порошков и композиций на их основе. Для решения задачи принимаем следующие допущения: порошок имеет сферическую форму частиц (диаметр частиц a) и идеальную сыпучесть; размеры частиц одинаковые и значительно больше высоты микронеровностей поверхностей детали и инструмента ($a \gg Rz_2, Rz_1$); размеры частиц больше зазора между инструментом и заготовкой $a > \delta$; коэффициент трения скольжения f материалов заготовки и инструмента одинаков.

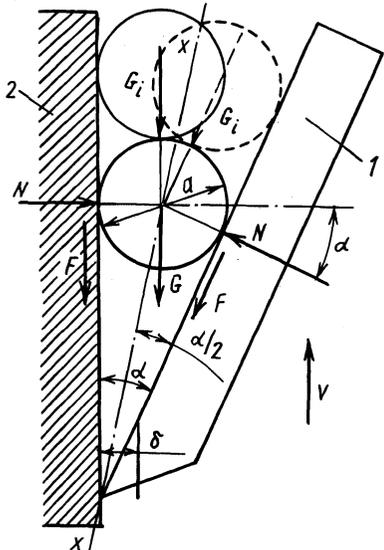


Рис. 1. Схема сил, действующих на частицу в момент заклинивания

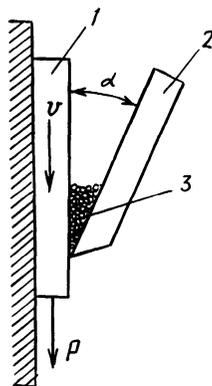


Рис. 2. Схема экспериментального устройства для определения угла заклинивания

При движении инструмента 1 относительно детали 2 со скоростью v (рис. 1) за счет вертикального сдвигающего усилия инструмента происходит разрушение мостиков схватывания порошка. При этом, как показали исследования, могут образоваться различные варианты расположения частиц в клиновом зазоре по его высоте. Упорядоченное расположение частиц порошка происходит у поверхности заготовки и инструмента, в остальной области частицы располагаются хаотически. При этом в очаг деформации входят частицы по контуру инструмента с толщиной слоя a . При дальнейшем продвижении инструмента частицы заклиниваются, на них действуют нормальные силы N , силы трения F , силы тяжести частиц G и сила давления от вышерасположенного слоя G_i , направленные под углом α или вертикально. Силы N стремятся вытолкнуть частицу в направлении биссектрисы угла α (ось $x-x$), чему препятствуют силы трения F и силы тяжести частиц G и сила G_i . С целью упрощения задачу считаем плоской. Для заклинивания частицы в клиновом зазоре необходимо соблюдение следующих условий (ΣP_i^x):

$$2F \cos(\alpha/2) + \Sigma G_i^x \geq 2N \sin(\alpha/2).$$

Подставляя $F = Nf$, получим:

$$2Nf \cos(\alpha/2) + \sum G_i^x \geq 2N \sin(\alpha/2),$$

где $\sum G_i^x$ — сумма проекций на ось x сил G и G_i .

При движении инструмента вверх силы N растут, контактные давления увеличиваются и происходит деформация частицы. Считая, что силы $\sum G_i^x$ незначительно влияют на контактные давления, ими можно пренебречь. При этом $2Nf \cos(\alpha/2) > 2N \sin(\alpha/2)$, откуда $\operatorname{tg}(\alpha/2) < f = \operatorname{tg} \rho$, где ρ — угол трения.

Окончательно

$$\alpha < 2\rho. \quad (1)$$

Зависимость (1) получена при наличии ряда допущений, при этом не учитывалось, что сила трения у поверхности инструмента (F_1) меньше силы трения у поверхности детали (F_2), вследствие чего создается дополнительно вращающий момент $M = (F_2 - F_1) a/2$ и частица при входе в очаг деформации совершает вращательное движение. Для ряда материалов, таких, как, например, порошковая бронза Бр.ОФ10-1, имеющая частицы сферической формы, высокую сыпучесть и размеры $a = 100-150$ мкм, зависимость (1) должна давать удовлетворительные результаты.

Так как коэффициент трения f и угол трения ρ зависят от материала детали и инструмента и состояния их поверхностей, были произведены исследования по изучению их влияния (рис. 2). Заготовка 1 изготовлялась из различных материалов (сталь, бронза, алюминий), различающихся шероховатостью, зависящей от способа обработки (шлифование, фрезерование и пескоструйная обработка). Нож 2, имитирующий инструмент, мог поворачиваться на любой угол α . Шероховатость его рабочей поверхности составляла $Rz \approx 0,63$ мкм, материал — сталь. В полость между заготовкой и инструментом засыпался порошок 3 (бронза Бр.ОФ10-1, $a = 100-150$ мкм) и заготовке сообщалось перемещение со скоростью $v = 25-30$ мм/с. Угол α , при котором происходило заклинивание детали под нагрузкой $P = 25-30$ Н, фиксировался.

Анализ экспериментальных данных показал, что максимальные углы заклинивания образуются при пескоструйной обработке заготовки (подложки). Наибольшее соответствие теоретическим расчетам угла заклинивания наблюдали при обработке поверхности с параметром шероховатости $Rz = 10$ мкм.

УДК 621.751

М.К.ДОБРОВОЛЬСКАЯ, канд. техн. наук,
Е.В.ЗАЯШ, Е.С.ПОПОВА (МСКТБ АТП НПО
"Ритм", Минск)

АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ РАСКРОЯ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА В РЕЖИМЕ ДИАЛОГА

Система автоматизированного проектирования раскроя листового материала (САПР РАСКРОЙ) предназначена для проектирования с помощью ЭВМ схем раскроя полосы при штамповке, листа на прямоугольные заготовки и полосы, продольного и поперечного раскроя рулонной стали.

Автоматизация проектирования раскроя листового материала при технологической подготовке производства новых изделий позволяет значительно сократить сроки проектирования раскройных планов, снизить трудовые затраты, установить оптимальные нормы расхода материала на изделие. В действующем производстве автоматизированное проектирование раскроя позволяет оперативно вносить изменения в технологические процессы раскроя материала при аннулировании или введении новых деталей в процессе модернизации изделия, конструкторских изменениях деталей, замене сортамента раскраиваемого материала.

Автоматизированное проектирование раскроя осуществляется на базе ЕС ЭВМ в пакетном либо диалоговом режимах проектирования. При пакетном режиме проектирования исходные данные о каждой группе деталей одной маркотолщины кодируются технологами и передаются в вычислительный центр (ВЦ). На ВЦ эти данные перфорируются, вводятся в ЭВМ и просчитываются. Полученные результаты анализируются. При необходимости в исходные данные вносятся изменения и процедура повторяется. При диалоговом проектировании исключаются челночные операции между ВЦ и ОГТ и разрывы в процессе проектирования за счет установки дисплея непосредственно на рабочем месте технолога, имеющего дистанционную связь с ЭВМ.

В диалоговом режиме проектирования используется библиотека данных о деталях и заготовках, которая формируется на магнитных дисках ЭВМ, куда заносятся исходные данные о всей номенклатуре штампуемых деталей и применяемых материалах. Для каждой детали указываются: наименование, обозначение, масса, материал, кодированные сведения о ее конфигурации и др. Для всех применяемых на предприятии листовых материалов указываются обозначение, сортament, масса заготовки в состоянии поставки, механические свойства. В этой же библиотеке накапливаются и результаты автоматизированного проектирования — параметры раскроя полосы при штамповке (ширина полосы, рядность, шаг штамповки), нормативные показатели раскроя (число деталей, получаемых из полосы и листа или рулона, нормы расхода на деталь и изделие, коэффициенты раскроя и использования материала).

Исходные данные о всех деталях и материалах кодируются и заносятся в библиотеку с пульта дисплея. Для каждой детали на ЭВМ проектируется схема раскроя полосы при штамповке, и результаты накапливаются в библиотеке. Закончив проектирование схем раскроя материала при штамповке, технолог запрашивает из библиотеки данные о всех деталях одной маркотолщины и с пульта дисплея дает указания о виде сортамента исходного материала — лист или рулон. Данные из библиотеки автоматически передаются программам проектирования для разработки схем раскроя исходного материала. Технолог имеет возможность с помощью дисплея контролировать и направлять процесс проектирования, оперативно корректировать данные (организовать перебор всех применяемых на заводе сортamentов указанного материала либо указать один конкретный сортament; ограничить виды проектируемых схем раскроя исходного материала — комбинированный раскрой с использованием деловых отходов или индивидуальный для каждой детали; сравнить нормы расхода материала при изготовлении этой группы деталей из листа и из рулона). Закончив корректировку данных, технолог оперативно проектирует, если нужно, новые схемы раскроя материала для каждой группы деталей

Диалоговый режим проектирования раскроя на базе библиотеки данных является неременным условием для САПР гибких производственных систем заготовительных цехов и участков. Возможность оперативного изменения технологических процессов раскроя при замене ранее заданного сортамента материала, изменении программы выпуска деталей, номенклатуры или размеров деталей повышают эффективность ГПС.

Общий экономический эффект от внедрения подсистем САПР РАСКРОЙ составил 500 тыс. руб. в год, экономия металла — 1,5 тыс. т. в год. В результате внедрения автоматизированного проектирования раскроя на Таганрогском и Тульском комбайновых заводах на 1–2 % снизились нормы расхода материала даже на традиционные хорошо освоенные изделия серийного производства.

УДК 621.7.001:539.219.001.1

Т.В.КАЛИНОВСКАЯ, канд.техн.наук
(ФТИ АН БССР)

ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ

В работе рассматривается процесс вдавливания плоского штампа в пластическое полупространство; нормальная нагрузка на контакте распределена равномерно (эюра 1 на рис. 1), а деформируемый материал способен деформироваться в диапазоне сдвигающих напряжений $\tau_0 \dots k$, где τ_0 — предел жесткости (упругости), k — константа сдвига.

Теория упругости дает распределение сдвигающих напряжений при вдавливании в виде синусоид (эюра 2 на рис. 1) вдоль гиперболических траекторий главных нормальных напряжений, имеющих максимум на полуокружности $AO'B$ радиуса b , где b — полуширина контактной площадки. Каждая из окружностей семейства, построенного на контактной площадке как на хорде, является геометрическим местом одинаковых сдвигающих напряжений τ_i , уменьшающихся по мере удаления от главной окружности (ГО) в сторону контактной поверхности и в глубину очага деформации:

$$\tau_i = k \sin(2\alpha_i) \quad (1)$$

(если на главной окружности τ_{\max} достигло значения k).

Решение пластической задачи вдавливания ограничивается определением параметров поля линий скольжения $AO'BCD$ при $k = \text{const}$. Из рассмотрения выпадают переходные области, в которых максимальное сдвигающее напряжение не достигло k , но превышает τ_0 . Они ограничиваются дугами окружностей AO_1B и AO_2B , на которых $\tau_i = \tau_0$. При этом, согласно выражению (1), коэффициент жесткости $\eta = \tau_0/k = \sin(2\alpha_{01}) = \sin(2\alpha_{02})$.

Гиперболическую траекторию аппроксимируем ломаной, участок которой ниже ГО ($O''G$) направлен под углом 2φ к оси штампа, а продолжение проходит через центр штампа O ; участок выше ГО заменим прямой ($O''F$), наклоненной под углом φ к оси штампа и проходящей через точку ее пересечения с продолжением главной окружности O'_1 . Положение точек на окружностях

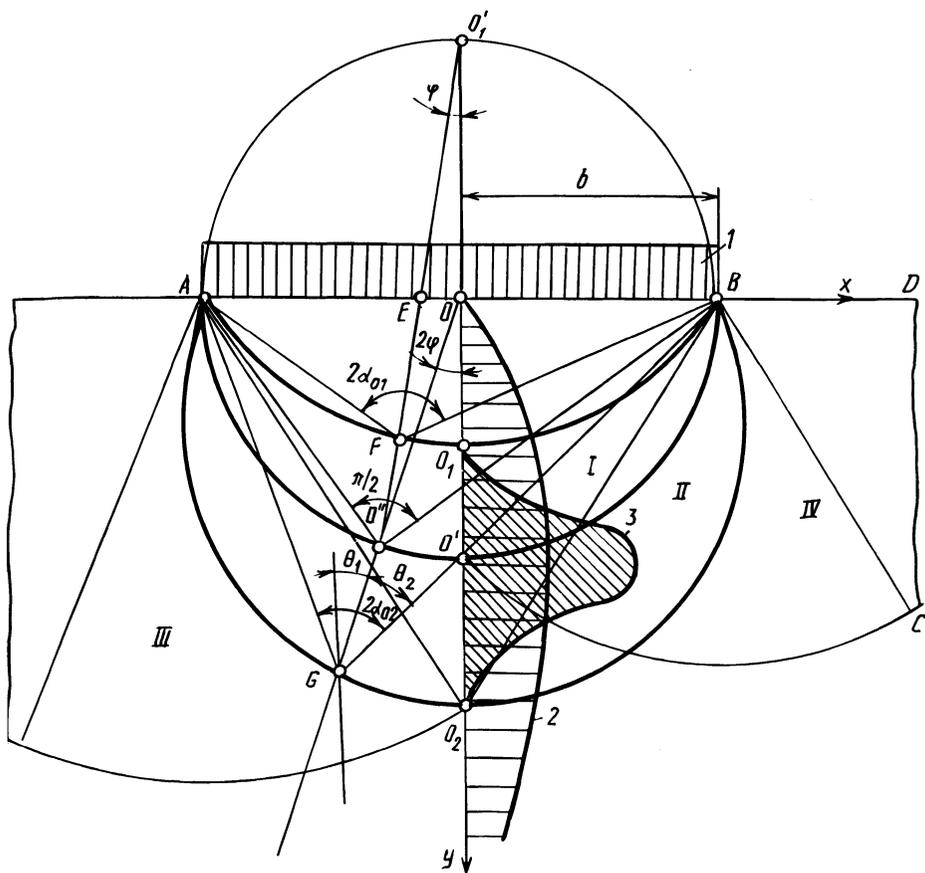


Рис. 1. Очаг деформации, характерные эпюры напряжений и деформаций при вдавливании в материал, обладающий пределом жесткости τ_0

$\tau_i = \text{const}$ определится углом φ и радиусами-векторами r_i . Значения граничных радиусов-векторов r_{O1} и r_{O2} в зависимости от φ и η можно получить из выражений:

$$\eta = \frac{2b(r_{O1} \cos \varphi - b)}{\sqrt{[r_{O1}^2 + 2b^2 - 2br_{O1}(\sin \varphi + \cos \varphi)][r_{O1}^2 + 2b^2 - 2br_{O1}(\cos \varphi - \sin \varphi]}} \quad (\text{область I});$$

$$\eta = \frac{2br_{O2} \cos 2\varphi}{\sqrt{(r_{O2}^2 + b^2)^2 - 4b^2 r_{O2}^2 \sin^2 2\varphi}} \quad (\text{область II}).$$

При анализе распределения пластических деформаций в областях I и II следует обратиться к кривой упрочнения деформируемого материала. Если участок этой кривой от τ_0 до k аппроксимировать синусоидой, то эпюра приращения собственных деформаций в пластической области ($\tau_0 \dots k$), синусоида 3

(рис. 1), вдоль траекторий главных нормальных напряжений в соответствии с распределением τ_{\max} :

$$\epsilon_i = \epsilon_{\max} \sin^2 \beta ,$$

где $0 \leq \beta \leq \pi$; ϵ_{\max} (амплитуда) может быть определено из приближенного равенства:

$$\Delta = \sum_{i=1}^N \epsilon_i \Delta y_i = \epsilon_{\max} \sum_{i=1}^N \Delta y_i \sin^2 \beta ,$$

где Δ — проникновение штампа; Δy_i — отрезки на оси y , соответствующие равным приращениям аргумента ($\Delta \beta = \pi/N$, где N — число разбиений) и изменяющиеся по закону арифметической прогрессии, знаменатель которой определяется для каждого сечения $\varphi = \text{const}$ из соотношения расстояний от главной окружности до верхней и нижней границ очага деформации в соответствии с заданным η .

Задавшись Δ , можно для различных φ и η построить эпюры собственных деформаций в пластической области. Если максимальную деформацию на оси штампа обозначить $\epsilon_{\max 0}$ и определить вдоль главной окружности $\epsilon_{\max} / \epsilon_{\max 0}$ для различных η , то оказывается, что распределения не зависят от η и хорошо аппроксимируются выражением

$$\frac{\epsilon_{\max}}{\epsilon_{\max 0}} = \frac{1,54 + 3(x/b)}{\sqrt{1 - (x/b)^2}} - 0,54 + 3 \frac{x}{b} ,$$

где x отсчитывается от центра штампа; $x/b = \varphi / (\pi/4)$.

На краю штампа ($\epsilon_{\max} / \epsilon_{\max 0} \rightarrow \infty$). Собственные деформации элементов в областях I и II вызывают переносную деформацию, в общем случае ($\tau_0 \neq k$) развивающуюся в областях III. Переносная деформация снимает пики распределения деформаций по главной полуокружности, оставаясь в среднем на низком уровне. Подпор, создаваемый в областях III, в силу малости средней деформации в них в первом приближении может определяться начальным сопротивлением материала τ_0 . Тогда для рассматриваемой модели тела контактные нормальные напряжения определяются зависимостью $\sigma_n = 2\tau_0 + \pi k$, которая при приближении модели тела к идеально пластической преобразуется в известное выражение $\sigma_n = (2 + \pi)k$ (области переносного деформирования III трансформируются в области IV, известные как поле Прандтля), а для модели тела с нулевым начальным сопротивлением деформированию $\tau_0 = 0$ — в зависимость $\sigma_n = \pi k$.

К ВОПРОСУ О ДЕФОРМАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ВЗРЫВОМ

Используя схему всестороннего неравномерного сжатия за счет энергии взрыва трубных образцов, получены эффекты упрочнения сталей: бейнитной 38ХНЗМФА, аустенитной 10Х12Г14Н4ЮМ, мартенситно-старееющей Н18К9М5ТЮ.

Одновременно с повышением прочностных свойств у сталей сохраняются высокие ударная вязкость и пластичность. Так, для стали 38ХНЗМФА после упрочнения $\sigma = 1800$ МПа, $\delta = 8-10$ %, $\psi = 30-35$ %, КСУ = 0,5 – 0,6 МДж/м²; для стали Н18К9М5ТЮ $\sigma = 2000$ МПа, $\delta = 5-7$ %, $\psi = 50-53$ %, КСУ = 0,6–0,8 МДж/м²; для стали 10Х12Г14Н4ЮМ $\sigma = 1200$ МПа, $\delta = 70$ %, $\psi = 30$ %, КСУ = 1,4 МДж/м². Исследования тонкой структуры материала и микрорентгеноспектральный анализ показали, что в процессе деформационного упрочнения сталей взрывом наблюдается растворение упрочняющих карбидов, диффузионный перенос элементов в твердом растворе с образованием пересыщенных твердых растворов по плоскостям с высокой плотностью дефектов, что приводит к возникновению двойникового мартенсита деформации α' и ϵ -фазы. Сложные карбиды типа (Fe, Cr, Mo, Mn)₂₃C₆ и интерметаллиды FeNi, Ti₉Al₂₃, Ni₃Al и другие, растворяясь полностью или частично в матрице в процессе высокоскоростной деформации предварительно нагретых образцов, в процессе охлаждения материала выпадают в виде мелкодисперсных карбидов и интерметаллидных частиц в пластинах мартенсита деформации (даже для стали 38ХНЗМФА, не содержащей интерметаллидные упрочняющие частицы в исходном состоянии). В мартенситно-старееющих сталях в процессе деформационного упрочнения также наблюдается растворение упрочняющих интерметаллидных частиц типа FeNi, Ti₉Al₂₃, Ni₃Al с кубической решеткой при образовании новых интерметаллидных соединений типа AlTi₂, Co₂Ti, Ni₃Ti, Ti₃Al с гексагональной плотноупакованной решеткой.

Предварительный нагрев заготовок перед упрочнением взрывом обеспечивает снижение уровня активационного барьера, что позволяет получить значительный эффект по перераспределению легирующих элементов и углерода в исследованных сталях.

ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Коррозионная стойкость сварных конструкций, полученных с использованием биметаллических переходных элементов, в значительной степени определяется склонностью к коррозии компонентов биметалла в зоне контакта. В

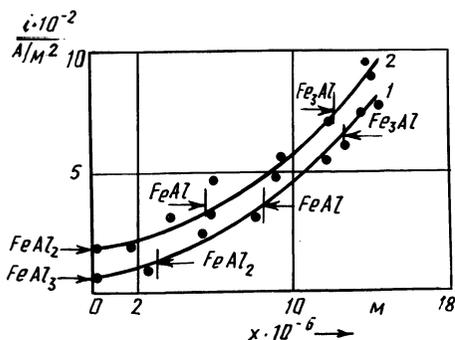


Рис. 1. Влияние состава и содержания интерметаллидов в зоне шва биметалла ВСтЗ-АДО на плотность тока контактной коррозии (стрелками указаны участки зарождения новых фаз):

1 — образцы после сварки взрывом; 2 — то же + отжиг при 350 °С (до отжига интерметаллидов нет)

этой связи исследовано влияние структуры шва слоистой композиции ВСтЗ-АДО, полученной сваркой взрывом, на интенсивность контактной коррозии в 0,1 %-ном растворе NaCl. Интенсивность процесса оценивали на основании коррозионных диаграмм и по плотности тока.

Установлено, что при контактной коррозии сталеалюминиевых композиций, сваренных взрывом, алюминий не является протектором стали, т. е. происходит частичное смещение анодной зоны в стальную составляющую. Как показали металлографические исследования переходной зоны образцов до и в процессе коррозии, степень смещения обусловлена степенью пластического деформирования контактных слоев стали. В частности, для композиции ВСтЗ-АДО $A = 0,028\epsilon^{0,8}$, где A — степень смещения анодной зоны в сталь, мм; ϵ — относительная пластическая деформация стали при сварке взрывом у поверхности контакта, %.

Интенсивность коррозии биметалла ВСтЗ-АДО в значительной мере определяется видом интерметаллидных включений, образующихся в зоне шва. Об этом свидетельствуют результаты измерения плотностей токов коррозии через зону соединения композиции (рис. 1).

Характер зависимостей (кривые 1, 2) говорит об активизации контактной коррозии при возрастании суммарного объема интерметаллидов в зоне соединения, а также по мере появления на границе контакта компонентов фаз следующего состава: $FeAl_3 \rightarrow FeAl_2 \rightarrow FeAl \rightarrow Fe_3Al$. Именно в такой последовательности происходит их массовое зарождение как при сварке взрывом, так и при последующем отжиге композиции ВСтЗ-АДО. Разность же потенциалов между соединениями типа Fe_nAl_m и чистым алюминием возрастает с увеличением содержания железа, т. е. в аналогичной последовательности. Этим и объясняется более интенсивная контактная коррозия в переходной зоне.

Полученные результаты позволили оптимизировать строение сварного шва биметалла ВСтЗ-АДО с повышенной коррозионной стойкостью в переходной зоне и скорректировать технологические режимы сварки взрывом.

КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Для изделий, работающих при высоких температурах, давлении и изнашивании, целесообразно использовать композиционный слоистый материал на основе высокопрочных сталей и сплавов тугоплавких металлов. Наиболее приемлемым методом получения слоистых материалов можно признать сварку взрывом, обеспечивающую качественное соединение заготовок по всей поверхности контакта. Использование схемы наружного лакирования трубных заготовок сопровождается значительной объемной пластической деформацией материала, что приводит к изменению в строении материала и в первую очередь его тонкой структуры, дефектности, строении переходной зоны композиции. Изучение характера разрушения слоистых материалов, полученных сваркой взрывом, осуществлялось путем испытаний на изгиб образцов с надрезом по оси нагружения со стороны более пластичного материала при трехточечном приложении нагрузки, что обеспечивает схему нагружения близкую к плоской и позволяет оценить качество сварного соединения при переходе трещин через зону сварки.

Исследования выполнялись на композициях быстрорежущая сталь – конструкционная сталь, конструкционная сталь – молибденовый сплав. Сварку взрывом осуществляли по схеме наружного лакирования с предварительным нагревом трубных заготовок перед сваркой. Из полученных биметаллических заготовок вырезались образцы размерами $L = 30$ мм, $W = 7,0$ мм, $B = 3$ мм для испытаний по схеме, описанной выше. Надрез на образцах осуществлялся со стороны более пластичного материала на глубину a_0 при соблюдении соотношения $a_0/W = 0,2$. Испытания проводились при температурах 23, 350 и 700 °С с фиксированием процесса распространения трещины и записью диаграммы нагрузка–деформация.

Анализ процесса распространения трещины при разрушении материала позволил оценить влияние пластической деформации в зоне вершины трещины на характер распространения трещины по слоистому материалу, включая зону сварки.

В качестве критерия, оценивающего сопротивление материала разрушению, принят I -интеграл. Для быстрорежущей стали Р6М5 (порошковой и ковальной) при различных видах термообработки и слоистого материала отмечается значительное увеличение работы разрушения композиции по сравнению с компактным материалом. Так, для стали Р6М5: ковальной – в состоянии закалки и отпуска $I = 20018$ Дж, в слоистом материале $I = 97154$ Дж; порошковой – в исходном состоянии $I = 5837$ Дж, в слоистом материале $I = 29804$ Дж. Для композиции сталь 38ХНЗМФА – молибденовый сплав $I = 27086$ Дж (23 °С), $I = 111104$ Дж (350 °С), $I = 58798$ Дж (700 °С). Для материалов, у которых в зоне сварки не образуется хрупких прослоек и интерметаллидных включений, наличие переходного слоя и пластической составляющей композиции повышает сопротивление слоистых материалов разрушению.

СОДЕРЖАНИЕ

Металловедение и термическая обработка металлов

Исламов А.М., Кухарева Н.Г. Влияние различных концентраций неорганических кислот на коррозионную стойкость углеродистых сталей с диффузионными покрытиями	3
Комаров О.С., Ходосевич В.Г., Урбанович Н.И. Коррозионная стойкость высокохромистого чугуна марки ИЧХ28Н2 в агрессивных средах	5
Комаров О.С., Урбанович Н.И., Гарбуз С.В. Влияние кислотности среды на интенсивность изнашивания деталей из высокохромистого чугуна ИЧХ28	7
Борисенок Г.В., Керженцева Е.Ф., Бокова Л.П. Свойства диффузионно-упрочненных инструментальных сталей	8
Ворошнин Л.Г., Хусид Е.М. Процессы диффузии углерода в легированных сталях с дисперсными частицами карбидов разного типа	9
Белый А.В., Ших С.К. Влияние поверхностного легирования углеродом на износостойкость стали	12
Мухамед К.Э., Кухарев Б.С., Ляхович Л.С. Диффузионное цинкование и алитирование СтЗ	13
Мельников А.Т., Хайко Г.А. Повышение эффективности диффузионного легирования поверхностных слоев стальных отливок.	15
Бельский С.Е. Структурные изменения в материале режущей части инструмента из стали Р6М5 в процессе работы	16
Ляхович Л.С., Кухарев Б.С., Скачкова Е.О. Исследование механизма диффузионного цинкования алюминиевых сплавов.	18
Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М., Борисов Ю.Г. Диффузионное силицирование ниобия	20
Немененок Б.М., Стриженков М.И., Галушко А.М., Федорова Е.Ю. Особенности модифицирования силуминов стронцием	21
Полевикова О.Е., Овсянникова З.С. Выбор оптимальных режимов упрочняющей термической обработки полуфабрикатов из гранулируемых вторичных сплавов на основе алюминия	23
Чичко А.Н., Соболев В.Ф., Боровик Ф.Н. Сравнительная оценка растворимости элементов в алюминиевых системах.	25
Пархутик П.А., Куприянова И.Ю., Котков Н.Г. Гранулирование сплавов — путь эффективного использования вторичного алюминиевого сырья	26
Есьман Р.И., Жвавый Н.П., Калиниченко А.С., Сычиков Э.Д. Особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных закалкой из жидкого состояния	29
Краснер М.С., Пучков Э.П. Борирование в порошковых смесях на основе карбида бора с применением защитных атмосфер	30
Прижняк Н.И. Выбор оптимальных электрохимических восстановителей для однофазного борирования	32
Бельский Е.И., Неварн.Ф., Ситкевич М.В. Разработка и исследование высокобористых литых сплавов	34
Ситкевич М.В., Нгуен Ван Хьен. Остаточные и термические напряжения при термодиффузии в борированных образцах	36
Клышко И.Н., Пантелеенко Ф.И., Андреев А.П. Борирование напыленных хромоникелевых покрытий.	40
Галынская Н.А., Куликовский Е.А. Особенности формирования борохромированных слоев в алюминотермических смесях	41

Протасевич В.Ф., Воронович Г.В., Савицкая Ж.Б. Диффузионное хромирование в порошковых средах	42
Куликовский Е.А., Керженцева Е.Ф., Бокова Л.П., Иваницкий Н.И. Разработка и исследование составов защитных противоокислительных обмазок	44

Литейное производство

Винокуров В.К., Стриженков М.И., Долгий Л.П., Бубнов Б.П. Методика определения заполняемости металлических форм	46
Соболев В.Ф., Чичко А.Н., Боровик Ф.Н. Сравнительная оценка литейных свойств сплавов	47
Розум В.А., Бондарев М.М., Храмченков И.А., Кузнецова О.Е. Повышение эффективности сфероидизирующей обработки чугуна	49
Королев В.М., Михайловский В.М., Дорожка И.В., Степанюк Г.В. Влияние Mg, Ce, Y на свойства чугуна в жидком и твердом состояниях	51
Счисленок Л.Л., Рогожников А.Н., Белоус Е.М. Технико-экономическая эффективность применения высокопрочного чугуна	53
Кукуй Д.М., Одинокко В.Ф., Сохань А.Ф. Исследование свойств жидкостекольных смесей на регенерированном песке	55
Ковалев П.П., Дмитрович А.М., Ануфриева А.Ф. Применение жидких противопригарных добавок в составе единых формовочных смесей для получения отливок из ковкого чугуна	57
Кукуй Д.М., Мильникова Н.Д., Есепкин В.А., Трунец И.А., Свидунович М.Н. Влияние полифосфата натрия на свойства модифицированного силикатного связующего	58
Гурин С.С., Клещенок Г.И., Киреева И.В. Повышение эксплуатационных характеристик чугунных кокилей	60
Кравченко Е.В., Волкова Н.Е., Василенко А.А. Исследование теплового режима чугунных алитированных кокилей	62
Жвавый Н.П., Жакин Н.П., Калинин А.С., Княжище М.А. Номограмма для определения технологических параметров литья чугунной отливки в кокиль	63
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А., Гирко А.А. Экспериментальное исследование скорости движения воздуха в вентиляционных каналах пресс-форм для литья под давлением	65
Гурвич Э.А., Жакин Н.П., Тимошпольская Л.С. Расчет коэффициентов теплоотдачи в каналах охлаждения пресс-форм для литья под давлением	67
Есьман Р.И., Матюш Е.С., Антонович М.А. Упругопластические напряжения и деформации в пресс-формах	69
Тотов В.И., Гринберг В.А., Демченко Е.Б., Юрчик А.В. Стабилизация процесса горизонтального непрерывного литья	70
Земсков И.В., Крутилин А.Н., Тульев В.Д., Столярова Г.И. Влияние технологических параметров на структуру и свойства чугуна непрерывнолитых заготовок	72
Белый О.А., Нехай С.Н., Миланович Н.И., Ковалевич В.С. Разработка модели процесса термического обезвреживания ваграночных газов.	74
Белый О.А., Худокормов Д.Н., Глуховский В.И. Повышение эффективности работы скоростных газопромывателей	75
Бахмат В.А., Михальцов А.М., Алешко В.А., Червякова Л.М. Улучшение обрабатываемости литых корпусов фотоаппаратов	77
Волкова Н.Е., Волков Ю.А., Кравченко Е.В. Интенсификация изготовления деталей разливочной арматуры для непрерывной разливки стали	78

Обработка металлов давлением

Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Жикленков В.К. Гидравлическая схема автоматической роторно-конвейерной линии для гофрирования сильфонов	80
Барановский М.А., Степашко М.В., Барташевич С.А. Динамический расчет штоков высокоскоростных молотов	83
Добровольский И.Г., Шляховой В.С. Двухоперационное формование сильфонов.	84
Булах В.Н., Мехед И.Н., Овчинников П.С. Исследование процесса вытяжки коробчатых деталей	87
Варавин В.А., Любимов В.И., Пилипенко В.И. О взаимной ориентации заготовок при комбинированной вытяжке двухслойных изделий	90
Ложечников Е.Б., Ковалевич Ю.А., Филимонова Т.Ф. Механизм образования среза при разделении спеченного порошкового проката.	92
Степаненко А.В., Богинский Л.С., Реут О.П., Павловская Л.Ф. Исследование процесса гидростатического прессования порошков в полиуретановых оболочках.	93
Красневский С.М., Макушок Е.М. Интегральные характеристики напряженного состояния	95
Матусевич А.С. Анализ формоизменения при формировании композиционного материала	97
Сычев Е.Г., Буренков В.Ф. Влияние шероховатости поверхности инструмента на углы заклинивания в процессе нанесения металлопорошкового покрытия	100
Добровольская М.К., Заяш Е.В., Попова Е.С. Автоматизированное проектирование раскроя листового материала в режиме диалога	102
Калиновская Т.В. Деформированное состояние при вдавливании.	104
Ковалевский В.Н., Алексеев Ю.Г., Голубцова Е.С., Фомина И.В. К вопросу о деформационном упрочнении металлических материалов взрывом.	107
Горанский Г.Г. Особенности контактной коррозии сталеалюминиевых композиций, полученных сваркой взрывом.	107
Ковалевский В.Н., Сагарда Е.В., Нисс В.С., Григорьев С.В. Критерии оценки работоспособности слоистых материалов, полученных сваркой взрывом.	109

МЕТАЛЛУРГИЯ

В ы п у с к 20

Зав. редакцией В.Г. С а м а р и н а
Редактор Л.Н. Б а з у л ь к о
Мл. редактор А.П. Б е р л и н а
Худож. редактор И.А. Д е м к о в с к и й
Техн. редактор Л.И. С ч и с л е н о к
Корректор З.Б. З в о н а р е в а
Оператор А.И. М а л ь

ИБ № 2038

Подписано в печать 09.12.85 г. АТ 18883. Формат 60х90 1/16. Бумага офсет. Офсет. печать.
Гарнитура Универс. Усл. печ. л. 7,75. Усл. кр.-отт. 8,125 . Уч.-изд. л. 8,79 . Тираж 476 экз.
Зак. 5655 . Цена 1 р. 40 к.

Издательство "Высэйшая школа" Государственного комитета БССР по делам изда-
тельств, полиграфии и книжной торговли, 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография "Победа". 222310. Молодечно, ул. Тавлая, 11.

Отпечатано с оригинала-макета, подготовленного в издательстве "Высэйшая школа".

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.785.5

Влияние неорганических кислот различных концентраций на коррозионную стойкость углеродистых сталей с диффузионными покрытиями/А.М.Исламов, Н.Г.Кухарева. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 3—4.

Представлены результаты исследования влияния концентраций серной, соляной и азотной кислот на коррозионную стойкость предварительно никелированной стали У8, подвергнутой диффузионному насыщению из порошковых сред на основе хрома. — Ил. 1.

УДК 621.74

Коррозионная стойкость высокохромистого чугуна марки ИЧХ28Н2 в агрессивных средах./О.С.Комаров, В.Г.Ходасевич, Н.И.Урбанович. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 5—6.

Исследовано влияние легирования Mn, Al, Ni, Si, W, V, Mo и Cu на коррозионную стойкость высокохромистого чугуна ИЧХ28Н2 в кислой и основной средах. Установлено, что легирование Ni, Mo, V, Cu повышает коррозионную стойкость чугуна в кислой среде. При работе в основной среде состав этого чугуна не нуждается в улучшении. — Ил. 1.

УДК 621.74

Влияние кислотности среды на интенсивность изнашивания деталей из высокохромистого чугуна ИЧХ28/О.С. Комаров, Н.И.Урбанович, С.В.Гарбуз. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 7—8.

Исследовано влияние легирования Mn, Si, Al, Cu, Ni на износостойкость деталей из высокохромистого чугуна ИЧХ28 в гидроабразивной кислой и основной среде. Установлено, что легирование Ni, Al и Cu увеличивает износостойкость в кислой среде. В основной среде только Ni уменьшает потерю массы. — Ил. 1.

УДК 621.785.5

Свойства диффузионно-упрочненных инструментальных сталей/Г.В.Борисенок, Е.Ф.Керженцева, Л.П.Бок ова. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 8—9.

Исследовано влияние диффузионного хромирования и бороалитирования на механические свойства и износостойкость инструментальных сталей У8, Х12Ф1 и 5Х3В3МФС.

УДК 539.219.3

Процессы диффузии углерода в легированных сталях с дисперсными частицами карбидов разного типа/Л.Г.Ворошнин, Е.М.Хусид. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 9—12.

Рассмотрены процессы диффузионного насыщения углеродом легированных сталей, в структуре которых имеются дисперсные частицы карбидов. Приведены уравнения расчета баланса массы и изменения размера и состава дисперсных частиц вдоль диффузионной зоны.

Дан качественный анализ результатов численного расчета на ЭВМ цементации хромистых сталей. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.536+539.538:669.14

Влияние поверхностного легирования углеродом на износостойкость стали/А.В. Б е - л ы й, С.К. Ш и х. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 12—13.

С применением методики оценки степени изнашивания при помощи профилографа-профилометра МЕ-10 исследовано влияние поверхностного легирования углеродом на износостойкость Ст2. Сделан вывод, что повышение износостойкости связано с упрочнением поверхности выделениями мелкодисперсных карбидов. — Табл. 2. Библиогр. 2.

УДК 621.785.5

Диффузионное цинкование и алитирование Ст3/К.Э. М у х а м е д, Б.С.К у х а р е в, Л.С. Л я х о в и ч. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 13—14.

Изучена возможность получения алюмоцинковых покрытий низкоуглеродистых сталей методом порошков при осуществлении постадийной обработки по следующим схемам: а) цинкование + алитирование; б) алитирование + цинкование. — Библиогр. 1.

УДК 621.744

Повышение эффективности диффузионного легирования поверхностных слоев стальных отливок/А.Т. М е л ь н и к о в, Г л а т е Х а й к о. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 15—16.

Установлено, что диффузионное легирование стальных отливок бором можно осуществлять, используя противопригарные краски с добавлением боронасыщающих компонентов. Введение в состав краски специальных добавок повышает глубину легированного слоя в 1,5—1,6 раза.

УДК 669.14.018.25

Структурные изменения в материале режущей части инструмента из стали Р6М5 в процессе работы/С.Е. Б е л ь с к и й. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 16—18.

Исследована кинетика изнашивания и разрушения контактной поверхности инструмента на различных этапах его эксплуатации. Установлена взаимосвязь структурных изменений и характера изнашивания. Показано, что в поверхностном слое инструмента возможна реализация процессов упрочнения и разупрочнения. — Ил. 1.

УДК 621.785.5

Исследование механизма диффузионного цинкования алюминиевых сплавов/Л.С.Л я х о в и ч, Б.С. К у х а р е в, Е.О. С к а ч к о в а. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 18—20.

Анализируются экспериментальные данные, полученные при цинковании алюминиевых фольг из порошковых насыщающих сред с точки зрения теории взаимной диффузии в бинарных твердых растворах. — Библиогр. 4.

УДК 621.785.5

Диффузионное силицирование ниобия/ Л.Г.Ворошнин, Б.М.Хусид, Ю.Г.Бори - с о в. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 20—21.

Исследована кинетика формирования силицидного слоя на сплаве НЦУ, получено экспериментальное подтверждение некоторых теоретических аспектов, даны практические рекомендации по проведению процесса силицирования ниобия.

УДК 621.74.043

Особенности модифицирования силуминов стронцием/Б.М.Н е м е н е н о к , М.И. С т р и ж е н к о в , А.М. Г а л у ш к о , Е.Ю.Ф е д о р о в а . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 21–23.

Исследовано влияние стронция на механические и технологические свойства сплава АЛ4. Установлено, что лучшим комплексом свойств обладает сплав после обработки 0,05 % Sr и 0,05 % S. Показана целесообразность применения такой обработки при производстве тонкостенного фасонного литья. — Табл. 2.

УДК 621.785.78-669.715

Выбор оптимальных режимов упрочняющей термической обработки полуфабрикатов из гранулированных вторичных сплавов на основе алюминия/О.Е. П о л е в и к о в а , З.С.О в с я н н и к о в а . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 23–25.

С помощью математического метода планирования эксперимента исследовано влияние различных факторов упрочняющей термической обработки на механические свойства полуфабрикатов из гранулированных вторичных сплавов АК5М2 и АК4М4. Даны рекомендации по выбору оптимальных режимов упрочняющей обработки. — Табл. 1.

УДК 621.746.0

Сравнительная оценка растворимости элементов в алюминиевых системах/А.Н.Ч и ч к о , В.Ф.С о б о л е в , Ф.Н.Б о р о в и к . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 25–26.

Рассмотрена связь между электронной структурой компонентов двойных сплавов и пределом растворимости элементов в алюминии. Получены уравнения регрессии, позволяющие проводить сравнительный анализ растворимости элементов в сплавах при различных температурах. — Библиогр. 4.

УДК 669.017.11

Гранулирование сплавов — путь эффективного использования вторичного алюминиевого сырья/П.А. П а р х у т и к , И.Ю.К у п р и я н о в а , Н.Г.К о т к о в а . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 26–29.

Установлена возможность использования высоколегированных сплавов алюминия, изготовленных из вторичного сырья, для получения из них горячепрессованных полуфабрикатов. — Ил. 2.

УДК 621.74

Особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных закалкой из жидкого состояния/Р.И.Е с ь м а н , Н.П.Ж в а в ы й , А.С.К а л и н и ч е н к о , Э.Д.С ы ч и к о в . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 29–30.

Приводятся результаты исследований структур тонких лент из алюминиевых сплавов, полученных закалкой из жидкого состояния.

УДК 621.785.539.062

Борирование в порошковых смесях на основе карбида бора с применением защитных атмосфер/М.С. К р а с н е р , Э.П. П у ч к о в . — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 30–32.

Исследовано влияние добавок никелевого катализатора на скорость насыщения в порошковых смесях на основе карбида бора в герметизируемых контейнерах с использованием защитной атмосферы (азота). Предложен механизм интенсифицирующего действия указанных факторов на процесс борирования. — Ил. 2.

УДК 621.785.5

Выбор оптимальных электрохимических восстановителей для однофазного борирования/Н.И.Пирожник. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 32–34.

Рассмотрены вопросы формирования однофазного боридного слоя при жидкостном безэлектролизном борировании.

Проведены экспериментальные исследования микрохрупкости полученных однофазных боридных слоев. Микрохрупкость уменьшилась в 2 раза по сравнению с однофазным слоем из известного состава с силикомарганцем и в 3 раза — с силикокальцием. Износостойкость при трении скольжения без смазочного материала увеличилась в 2,2 раза. — Библиогр. 1.

УДК 669.141.25

Разработка и исследование высокобористых литых сплавов/Е.И.Бельский, Н.Ф.Невар, М.В.Ситкевич. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 34–36.

Представлены результаты исследований по разработке износостойких сплавов, содержащих до 3,5 % бора.

Приведены данные по их структуре и свойствам в зависимости от содержания бора, рекомендован к использованию оптимальный состав высокобористого материала. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.785.5

Остаточные и термические напряжения при термоциклировании в борированных образцах/М.В.Ситкевич, Нгуен Ван Хьен. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 36–39.

Представлены результаты аналитических исследований термонапряженного состояния в борированных образцах при термоциклировании. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 625.791

Борирование напыленных хромоникелевых покрытий/И.Н.Клышко, Ф.И.Пантелеенко, А.П.Андреев. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 40–41.

Изложены результаты исследований диффузионного борирования газотермических хромоникелевых покрытий. Приведены данные по структуре, микротвердости, износостойкости и коррозионной стойкости напыленных покрытий после борирования.

УДК 621.785.5

Особенности формирования борохромированных слоев в алюминотермических смесях/Н.А.Галынская, Е.А.Куликовский. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 41–42.

Исследована возможность получения упрочняющих диффузионных покрытий на основе боридов хрома. Изучены особенности протекания диффузионных процессов при формировании многокомпонентных слоев, их структура, фазовый состав, свойства.

УДК 621.785.539

Диффузионное хромирование в порошковых средах/В.Ф.Ротасевич, Г.В.Вороневич, Ж.Б.Савицкая. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 42–44.

Исследованы структуры и свойства диффузионных слоев, полученные в хромирующей среде, содержащей добавки олова и меди. — Ил. 1. Табл. 1.

УДК 621.785.5

Разработка и исследование составов защитных противоокислительных обмазок/ Е.А.Куликовский, Е.Ф.Керженева, Л.П.Бокова, Н.И.Иваницкий. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 44—45.

Исследованы составы обмазок, предназначенных для защиты от поверхностного окисления изделий при химико-термической обработке. Изучено влияние компонентов обмазок на пористость и противоокислительные свойства.

УДК 621.74

Методика определения формозаполняемости металлических форм/ В.К.Винокуров, М.И.Стриженков, Л.П.Долгий, Б.П.Бубнов. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 46—47.

Предложена методика, позволяющая объективно оценить возможность снижения металлоемкости за счет уменьшения толщины стенок отливки при сохранении требуемой жесткости и прочности изделий. — Ил. 1.

УДК 621.746.0

Сравнительная оценка литейных свойств сплавов/ В.Ф.Соболев, А.Н.Чичко, Ф.Н.Боровик. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 47—48.

Рассмотрена корреляционная связь между признаками, составленными из параметров энергетического спектра компонентов литой стали, вычисленных в приближении Хартри, и ее технологическими свойствами. Показана возможность прогноза усадки, горячеломкости и жидкотекучести стали на основе выбранных признаков методом нелинейного регрессионного анализа. — Табл. 2. Библиогр. 2.

УДК 669.131.6:546.655

Повышение эффективности сфероидизирующей обработки чугуна/ В.А.Розум, М.М.Бондарев, И.А.Храмченков, О.Е.Кузнецова. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 49—50.

Исследовано влияние рафинирования чугуна на эффективность сфероидизирующего модифицирования магнием. Приведены результаты влияния присадок алюминия, силикобария и ферроцерия на активность кислорода в чугуне. — Ил. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.74:669.13-196

Влияние Mg, Se, Y на свойства чугуна в жидком и твердом состояниях / В.М.Королев, В.М.Михайловский, И.В.Дорожко, Г.В.Степанюк. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 51—53.

Исследована кинематическая вязкость синтетического чугуна, модифицированного Mg, Se и Y. Установлено существование взаимосвязи между жидким состоянием расплава — кинематической вязкостью и ударной вязкостью чугуна в твердом состоянии. — Ил. 1.

УДК 629.114.2.02.002

Технико-экономическая эффективность применения высокопрочного чугуна/ Л.Л.Счисленок, А.Н.Рогожников, Е.М.Белоус. — *Металлургия*, 1986, вып.20, с. 53—55.

Проведен анализ эффективности замены на высокопрочный чугун отливок из ковкого, серого чугунов, углеродистой стали. Получена аналитическая модель прейскуранта на заготовки. Показано, что перевод целесообразен только при одновременной замене материала и снижении массы заготовки за счет конструкторско-технологической ее проработки.

УДК 621.74

Исследование свойств жидкостекольных смесей на регенерированном песке/Д.М.Кукуй, В.Ф.Одинокко, А.Ф.Сохань. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 55–57.

Приведены результаты испытаний технологических свойств жидкостекольных самотвердеющих смесей на основе регенерированных песков, полученных электрогидравлическим методом. — Табл. 2.

УДК 621.744.079

Применение жидких противопригарных добавок в составе единых формовочных смесей для получения отливок из ковкого чугуна/П.П.Ковалев, А.М.Дмитрович, А.Ф.Ануфриев. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 57–58.

Приведены результаты эксперимента по замене гранулированного угля жидкой противопригарной добавкой на основе побочного продукта переработки нефти в цехе ковкого чугуна УралАЗа.

УДК 621.745

Влияние полифосфата натрия на свойства модифицированного силикатного связующего/Д.М.Кукуй, Н.Д.Мыльникова, В.А.Есепкин и др. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 58–60.

Изучено изменение теплового коэффициента литейного расширения (ТКЛР) силикатного связующего, модифицированного полифосфатом натрия, в процессе охлаждения ниже температуры размягчения, и выбиваемость литейных стержней на основе этого связующего. — Ил. 2.

УДК 621.746.393

Повышение эксплуатационных характеристик чугунных кокилей/С.С.Гурин, Г.И.Клещенок, И.В.Киреева. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 60–62.

Приведены результаты исследований по разработке модифицирующих покрытий для получения чугуна с шаровидным графитом и перлитной металлической матрицей в поверхностном слое кокиля. — Табл. 1.

УДК 621.74.043

Исследование теплового режима чугунных алитированных кокилей/Е.В.Кравченко, Н.Е.Волкова, А.А.Василенко. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 62–63.

Представлены результаты экспериментального исследования теплового режима алитированного чугунного кокиля при литье сплава АЛ4 и серого чугуна.

Полученные данные позволяют судить о перспективах использования алитированных кокилей. — Ил. 1.

УДК 621.746

Номограмма для определения технологических параметров литья чугунной отливки в кокиль/Н.П.Жвавый, Н.П.Жмакин, А.С.Калиниченко, М.А.Княжище. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 63–65.

На основе обработки экспериментальных данных методом математической статистики была построена номограмма для определения оптимальных технологических параметров и условий литья чугунных отливок в кокиль. — Ил. 1.

УДК 621.74.043.2:621.892

Экспериментальное исследование скорости движения воздуха в вентиляционных каналах пресс-форм литья под давлением/В.А.Бахмат, А.М.Михальцов, В.А.Алешко, А.А.Гирко. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 65–67.

Представлена методика экспериментального исследования скорости движения воздуха в вентиляционных каналах. Установлено, что на скорость движения газов наряду с давлением оказывает существенное влияние длина вентиляционных каналов. — Ил. 1.

УДК 621.74.001.24 (087)

Расчет коэффициентов теплоотдачи в каналах охлаждения пресс-форм литья под давлением/Э.А.Гурвич, Н.П.Жмакин, Л.С.Тимошпольская. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 67–68.

Построена номограмма для определения параметров терморегулирования пресс-форм для литья под давлением, позволяющая находить оптимальные конструкции охлаждаемых форм в зависимости от возможностей системы терморегулирования.

УДК 621.746

Упругопластические напряжения и деформации в пресс-формах/Р.И.Есьман, Е.С.Матюш, М.А.Антонович. — *Металлургия*, 1986, вып. 20 с. 69–70.

Поставлена и решена на ЭВМ комплексная задача по определению температурного поля, термических напряжений и деформаций по сечению пресс-формы, работающей в циклическом режиме. Теплофизические и прочностные характеристики вводятся как функции температуры. Решение осуществлено методом сеток. — Ил. 1. Библиогр. 1.

УДК 621.746

Стабилизация процесса горизонтального непрерывного литья / В. И. Тутов, В. А. Гринберг, Е. Б. Демченко, А. В. Юрчик. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 70–72.

Произведен анализ температурного режима системы металлоприемник — кристаллизатор, показано влияние термоконвективных потоков на стабильность процесса литья и качество непрерывно-литой заготовки. Установлено, что применение разделительного устройства типа "пробка" позволяет стабилизировать процесс литья и увеличивать скорость вытяжки заготовки. — Ил. 1.

УДК 621.746

Влияние технологических параметров на структуру и свойства чугуна непрерывнолитых заготовок/ И.В.Земсков, А.Н.Крутилин, В.Д.Тулъев, Г.И.Столяров. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 72–73.

Исследованы структура и свойства чугуна в условиях непрерывного литья. Установлена с помощью метода математического планирования экспериментов взаимосвязь между структурой, толщиной заготовки, температурой заливки, скоростью извлечения заготовки и химическим составом чугуна. — Табл. 1.

УДК 621.745.34

Разработка модели процесса термического обезвреживания ваграночных газов / О.А.Б е л ы й, С.Н.Н е х а й, Н.И.М и л а н о в и ч, В.С.К о в а л е в и ч. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 74—75.

Представлена схема составления математической модели процесса термического обезвреживания ваграночных газов. Приведены основные параметры установки и определено место ее расположения на плавильном агрегате.

УДК 621.745.57

Повышение эффективности работы скоростных газопромывателей / О.А.Б е л ы й, Д.Н.Х у д о к о р м о в, В.И. Г л у х о в с к и й. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 75—77.

Исследованы различные режимы работы систем очистки ваграночных газов. Приведены результаты влияния подготовки газов на основные показатели рабочего процесса в трубе Вентури. Сделан вывод о необходимости глубокого предварительного охлаждения и полного насыщения водяными парами очищаемых ваграночных газов. — Ил. 1. Библиогр. 3.

УДК 621.74.043.2:621.892

Улучшение обрабатываемости литых корпусов фотоаппаратов / В.А.Б а х м а т, А.М. М и х а л ь ц о в, В.А. А л е ш к о, Л.М. Ч е р в я к о в а. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 77—78.

Приведены данные по влиянию технологии плавки и литья на обрабатываемость литых корпусов фотоаппаратов "Зенит". Установлено влияние содержания железа в сплаве АЛ2 и подпрессовки на обрабатываемость отливок.

УДК 621.742.4

Интенсификация изготовления деталей разливочной арматуры для непрерывной разливки стали/ Н.Е. В о л к о в а, Ю.А. В о л к о в, Е.В. К р а в ч е н к о. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 78—79.

Приведен способ интенсификации процесса шликерного литья огнеупоров для непрерывной разливки стали.

УДК 621.133.2-82

Гидравлическая схема автоматической роторно-конвейерной линии для гофрирования сильфонов / И.Г.Д о б р о в о л ь с к и й, В.К. Ж и к л е н к о в, А.В.С т е п а н е н к о. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 80—83.

Описаны принципиальные особенности гидравлической схемы переналаживаемой роторно-конвейерной линии для гофрирования сильфонов нескольких типоразмеров. — Ил. 1.

УДК 621.974.43

Динамический расчет штоков высокоскоростных молотов / М.А.Б а р а н о в с к и й, М.В.С т е п а ш к о, С.А.Б а р т а ш е в и ч. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 83—84.

Предлагается динамический расчет штоков высокоскоростных молотов, учитывающий влияние инерционных сил движущихся масс. — Ил. 1.

УДК 621.983:621.787

Двухоперационное формование сильфонов / И.Г.Добровольский, В.С.Шляховой. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 84—87.

Показана возможность и приведены условия двухоперационного формования сильфонов с промежуточной разупрочняющей термообработкой, позволяющего получать сильфоны с малыми толщинами и высокими коэффициентами гофрирования. — Табл. 1. Библиогр. 2.

УДК 621.07

Исследование процесса вытяжки коробчатых деталей / В.Н.Булах, И.Н.Мехед, П.С.Овчинников. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 87—89.

Приведены рекомендации для определения формы и размеров заготовки, предназначенной для вытяжки коробчатой детали. — Ил. 3. Библиогр. 1.

УДК 621.983.321/324

О взаимной ориентации заготовок при комбинированной вытяжке двухслойных изделий / В.А.Вравин, В.И.Любимов, В.И.Плипенко. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 90—91.

Рассмотрено влияние взаимной ориентации заготовок в пакете на степень фестонообразования и предельную степень утонения при комбинированной вытяжке двухслойных изделий. — Ил. 2.

УДК 621.762:621.961

Механизм образования среза при разделении спеченного порошкового проката / Е.Б.Ложечников, Ю.А.Ковалевич, Т.Ф.Филимонова. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 92—93.

Предлагается модель пористого тела для исследования процесса разделения пористых спеченных материалов. Выявлены основные причины, влияющие на характер разрушения и качество поверхности среза. — Ил. 2.

УДК 621.762

Исследование процесса гидростатического прессования порошков в полиуретановых оболочках / А.В.Степаненко, Л.С.Богинский, О.П.Рут, Л.Ф.Павловская. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 93—95.

Представлены результаты экспериментального исследования гидростатического прессования порошков в полиуретановых оболочках. Показано, что оптимальной для гидростатического прессования является полиуретановая оболочка с толщиной стенки 3,5—5 мм. — Ил. 2.

УДК 539.3

Интегральные характеристики напряженного состояния / С.М.Красневский, Е.М.Макушок. — Металлургия, 1986, вып. 20, с. 95—97.

Получены интегральные характеристики напряженного состояния путем суммирования всего множества нормальных и полных напряжений, действующих на площадках, проходящих через данную точку тела. Показано, что среднее квадратичное полное напряжение является инвариантом напряженного состояния, зависящим от гидростатического напряжения и интенсивности сдвигающих напряжений. — Библиогр. 2.

УДК 539.374

Анализ формоизменения при формировании композиционного материала / А.С. М а т у с е в и ч. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 97—100.

Рассмотрено формоизменение матричного материала в твердофазных процессах получения композиционных материалов. Приведена формула для определения уширения композиционной заготовки. Найдено минимальное отношение шага укладки волокон к их диаметру, при котором формирование композиций происходит без уширения. — Ил. 1. Библиогр. 4.

УДК 621.762

Влияние шероховатости поверхности инструмента на углы заклинивания в процессе насенения металлопорошкового покрытия / Е.Г.С ы ч е в, В.Ф.Б у р е н к о в. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 100—102.

Приведены уравнения, определяющие угол заклинивания сферических порошков в клиновом зазоре между заготовкой и инструментом при формировании металлопорошкового покрытия пластическим деформированием. Установлены значения углов заклинивания при различной шероховатости поверхности. — Ил. 2.

УДК 621.751

Автоматизированное проектирование раскроя листового материала в режиме диалога / М.К.Д о б р о в о л ь с к а я, Е.В.З а я ш, Е.С.П о п о в а. — *Металлургия*, 1986, вып.20, с. 102—104.

Показано, что автоматизированное проектирование обеспечивает рациональный раскрой материала, снижение материалоемкости и трудоемкости, повышение производительности и качества технологического процесса проектирования раскроя материала.

УДК 621.7.001.1:539.219.001.1

Деформированное состояние при вдавливании / Т.В.К а л и н о в с к а я. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 104—106.

Рассматривается задача вдавливания плоского пуансона в полубесконечную пластину из материала, имеющего предел жесткости T_0 и константу сдвига k . На базе упругих распределений напряжений и кривой упрочнения получены аппроксимации собственных деформаций в переходной области, ограниченной траекториями сдвигающих напряжений, равных T_0 . Определено, что переносные деформации на порядок меньше. — Ил. 1.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

К вопросу о деформационном упрочнении металлических материалов взрывом / В.Н.К о в а л е в с к и й, Ю.Г.А л е к с е е в, Е.С.Г о л у б ц о в а, И.В.Ф о м и х и н а. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 107.

Изучен механизм упрочнения сталей 38ХНЗМФА, 10Х12Г14Н4ЮМ, Н18К9М5ТЮ при всестороннем неравномерном сжатии энергией взрыва трубных образцов. Исследована тонкая структура и дан микрорентгеноспектральный анализ материалов.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

Особенности контактной коррозии сталеалюминиевых композиций, полученных сваркой взрывом / Г.Г.Г о р а н с к и й. — *Металлургия*, 1986, вып. 20, с. 107—108.

Исследованы закономерности контактной коррозии биметалла ВСт3-АДО, сваренного взрывом. Показано, что смещение анодной зоны в стальную составляющую является

функцией степени пластической деформации стали при сварке взрывом. Установлено, что интенсивность коррозии обусловлена объемом и фазовым составом интерметаллидов в зоне контакта. — Ил. 1.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

Критерий оценки работоспособности слоистых материалов, полученных сваркой взрывом / В.Н.К о в а л е в с к и й, Е.В.С а г а р д а, В.С. Н и с с, С.В.Г р и г о р ь е в. — **Металлургия, 1986, вып. 20, с. 109.**

Изучен характер разрушения слоистых материалов, полученных сваркой взрывом, испытанием образцов с надрезом на трехточечный изгиб. Определено влияние пластической деформации и напряженного состояния на характер и параметры распространения трещины. Исследованы композиции быстрорежущая сталь — конструкционная сталь и сталь 38ХНЗМФА — молибденовый сплав.