

Министерство высшего и среднего специального
образования БССР

БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Республиканские межведомственные сборники

МЕТАЛЛУРГИЯ

Литейное производство и порошковая металлургия
Выпуск 5

М и н с к 1 9 7 4

В сборнике рассматриваются результаты исследований, имеющих преимущественно прикладное значение. В статьях освещаются вопросы производства отливок и металлокерамических изделий. Публикуемые материалы предназначены для исследователей, инженеров, техников, работающих в области литейного производства и порошковой металлургии.

редакционная коллегия:

А.М.Дмитрович, И.И.Гурдус, Н.П.Жмакин (отв.секретарь),
Е.Б.Ложечников, Л.С.Ляхович, П.А.Паркутик, В.С.Пашенко (гл.редактор),
О.В.Роман, В.П.Северденко, В.И.Харитонович,
Д.Н.Худокормов (зам.главного редактора).

Ответственный за выпуск —
доктор техн.наук, профессор О.В.Роман.

Д.Н.Худокормов, А.М.Галушко,
С.Н.Лекаш, Г.В.Довнар,
Г.Г.Тарасов

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С ЖЕЛЕЗОМ И ХРОМОМ

Одним из перспективных способов упрочнения алюминиевых сплавов является введение в их структуру тугоплавких интерметаллидов. Созданные таким образом композиционные материалы обладают малым удельным весом, высокой жаропрочностью, износоустойчивостью и низким коэффициентом линейного расширения. Вместе с тем интерметаллиды кристаллизуются, как правило, в игольчатой форме, снижая тем самым прочностные и особенно пластические свойства сплавов. Поэтому многие исследователи пытаются использовать положительное влияние интерметаллидов на свойства сплавов путем создания в отливках направленной кристаллизации.

Данный технологический прием позволяет получать материал, имеющий достаточно высокие свойства только в направлении, параллельном росту интерметаллических включений.

Изменение формы кристаллизации тугоплавких включений с пластинчатой на компактную позволило бы снизить анизотропию свойств отливок и повысить пластичность сплавов.

В настоящем исследовании изучалась возможность регулирования процесса структурообразования алюминидов железа и хрома в бинарных сплавах алюминия методом микролегирования расплава различными элементами.

В качестве шихтовых материалов использовались материалы высокой степени чистоты: алюминий марки А999, карбонильное железо марки В-3 и электролитический хром. Плавка проводилась в адуновых тиглях в атмосфере аргона. Исследовалось влияние присадок Li, Na, K, Ca, Zn, Cd, Mg, B, Ga, In, Ti, Sn, Pb, P, Sb, Bi, S, Se, Te, I. Присеи вводились в количестве 0,01, 0,05, 0,1, 0,2 и 0,5% к весу сплава. Полученные слитки подвергались металлографическому анализу.

В структуре исходного сплава алюминия с 5% железа наблюдаются игольчатые включения фазы $FeAl_3$. Микролегирование расплава

Na, Li, P, S, Se и Te способствует измельчению первичных интерметаллидов, однако форма их остается игольчатой. Другие из исследованных примесей не оказывают существенного влияния на форму кристаллов $FeAl_3$. Не удалось получить положительных результатов также изменением скорости охлаждения образцов.

В следующей серии опытов железосодержащая фаза усложнялась по составу путем дополнительного легирования исследуемого сплава переходными металлами: марганцем, кобальтом, хромом, никелем, молибденом, которые вводились в количестве 0,1, 0,5, 1,0, 2,0, 3,0 и 4,0% от веса сплава.

Анализ структуры образцов позволил выявить следующие особенности кристаллизации железосодержащей фазы. Марганец, хром и молибден, растворяясь в $FeAl_3$ [1], способствуют образованию утолщенных включений изучаемого интерметаллида. Дополнительное микролегирование усложненного по составу сплава серой, селеном и теллуром изменяет форму включений с пластинчатой на равноосную при сильном их размельчении. Кобальт и никель во всем интервале исследуемых присадок не влияют на форму железосодержащей фазы. Не изменяется она и при последующем вводе в сплав элементов VI группы.

С целью проверки влияния эффективных присадок на механические свойства сплавов Al-Fe, содержащего марганец, стандартные образцы диаметром 12 мм отливались в стальной покрашенный кокиль. Результаты механических испытаний показаны на рис. 1, из которого видно, что совместное введение в сплав марганца и элемента VI группы повышает прочность сплава в 1,7-2 раза, пластичность в 4-6 раз.

В сплавах системы Al-Cr соединение $CrAl_7$ кристаллизуется первично до концентрации хрома 2% и имеет грубоигольчатое строение. Микролегирование серой, селеном и теллуром изменяет форму алюминида хрома с игольчатой на компактную. Подобное, но менее эффективное действие оказывают присадки натрия.

Не замечено изменения формы кристаллических образований фазы $CrAl_7$ при введении в сплав других изученных элементов.

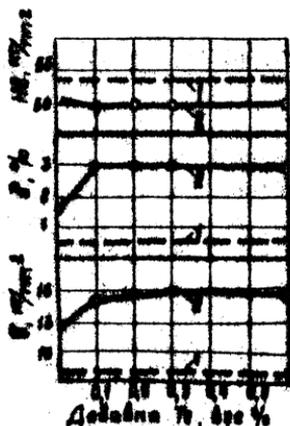


Рис. I. Влияние марганца и теллура на механические свойства сплавов Al-Fe: 1-Al+6% Fe; 2-Al+3% Fe + 3% Mn с добавками теллура

Таким образом установлено, что форма некоторых интерметаллидов может существенно изменяться под влиянием определенных примесей. Необходимым условием эффективного действия этих присадок является наличие у переходного металла, образующего интерметаллид, пяти электронов на d - оболочке. Полученные результаты позволяют создавать материалы, обладающие благоприятным сочетанием пластических и прочностных свойств при различных температурах.

Л и т е р а т у р а

И. В у л ь ф Б.К. Тройные металлические фазы в сплавах. "Металлургия". 1964.

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ СЕРОГО ЧУГУНА

Широко известен факт графитизирующего влияния добавок Al , $FeSi$, $SiCa$, Se и других модификаторов на кристаллизацию серых чугунов [1]. Несмотря на всестороннюю изученность роли графитизирующих добавок в процессе зарождения и роста ячеек, до настоящего времени нет единого мнения о механизме их влияния. Ряд авторов связывает их действие с раскисляющим эффектом [2], другие объясняют образование неметаллических включений [3]. Указывается также, что эти добавки уменьшают растворимость углерода в жидком чугуне и создают локальное пересыщение расплава, что способствует появлению зародышей графита [4].

В связи с этим оправдана постановка экспериментов по оценке роли неметаллических включений в процессе зарождения и роста эвтектических ячеек. В ходе эксперимента в расплав чугуна, полученного из карбонильного железа, полупроводникового кремния и реакторного графита, содержащего 3,55% C и 2,1% Si, одновременно вводили добавку серы и нейтрализующую ее добавку церия. Кривые охлаждения чугунов снимали в соответствии с методикой [5].

Результаты экспериментов показаны на рис.1. Сульфиды церия, образующиеся в расплаве, повысили температуру начала эвтектического превращения ($\Delta t_{нач}$) и среднюю температуру за весь период кристаллизации эвтектики ($\Delta t_{ср}$). Заметно сократилась продолжительность площадки кристаллизации. На рис.1 показана равенность этой продолжительности у исходного сплава и чугуна с добавкой (ΔT). Введение добавки увеличило число эвтектических ячеек в конечной структуре.

С целью еще более чистой проверки роли неметаллических включений в расплав чугуна в виде брикета, содержащего 1% C, 2,5% Si, 10% MgO , Fe - остальное, вводили 0,02% MgO . Брикет такого же состава, но без MgO , вводили и в эталонный образец. Брикеты получены спеканием измельченных компонентов в аргоне при температуре 1150°C в течение трех часов. Плавление, обработку и кристаллизацию расплавов также проводили в среде аргона.

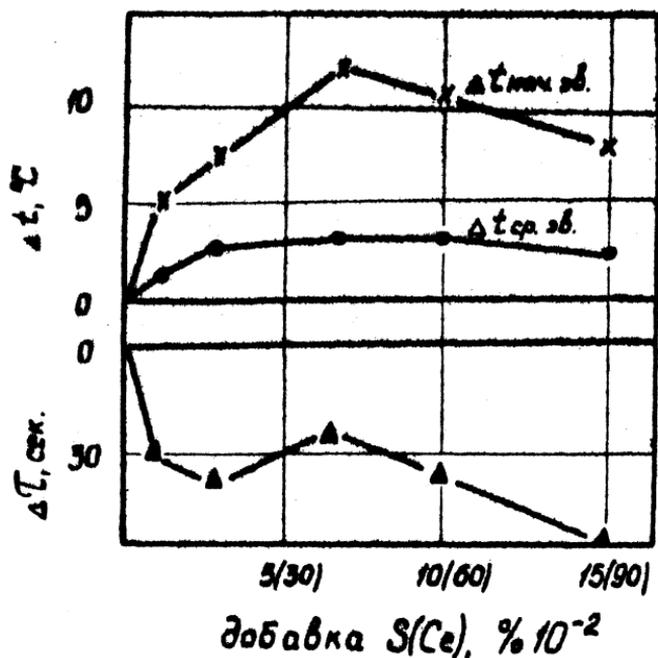
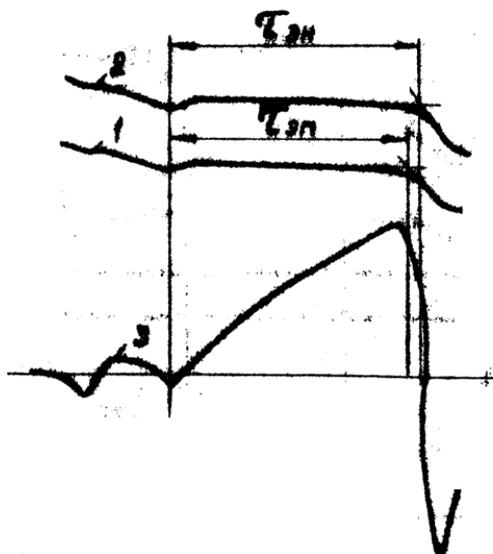


Рис. 1. Влияние величины добавки серы и церия на разность температур начала ($\Delta t_{нач}$) и средних температур ($\Delta t_{ср}$) эвтектического превращения, а также на разность продолжительности площадки кристаллизации (ΔT).

Результаты одного из опытов показаны на рис.2. Запись дифференциальной термпары (кривая 3) показала, что MgO несколько снизил температуру начала эвтектического превращения, но площадка кристаллизации в сплаве с добавкой (кривая 1) лежит выше, чем в исходном (кривая 2).

Таким образом, не исключая роли раскисляющего эффекта добавок и их участия в процессе образования локальной концентрационной пересыщенности углеродом расплава, следует отметить, что графитизирующий эффект модификаторов в значительной мере объясняется введением или образованием в расплаве неметаллических включений (сульфидов, окислов, нитридов).



014 1711

Рис. 2. Влияние MgO на кривые охлаждения модифицированного (1) и исходного (2) чугуна; 3 - запись дифференциальной термонары.

Л и т е р а т у р а

1. Комаров О.С., Худокормов Д.Н. В сб. "Приложение теплофизики в литейном производстве". Минск, 1966.
2. Жуков А.А. "Литейное производство". 1966. № 1.
3. Lux V. Mod. Cast. 1964, 45, № 5, 222.
4. Decrop M., 33 Congr. Internal fonderie. Inde, 1960.
5. Комаров О.С., Худокормов Д.Н., Бахмат В.А. В сб. "Проблемы металловедения и прогрессивная технология термической обработки". Минск, 1968.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМ МАГНИЙ-КРЕМНИЙ И АЛЮМИНИЙ-МАГНИЙ-КРЕМНИЙ

В работе исследовалось влияние примесей на физико-механические свойства заэвтектических сплавов магния с 5% кремния и алюминия с 12% магния и 7,2% кремния. При кристаллизации обоих сплавов в структуре образуются включения Mg_2Si крабовидной формы. Присадки выбирались по результатам работы [1], в которой установлен эффект изменения формы кристаллов силицида магния с крабовидной на компактную.

Для приготовления сплавов использовались алюминий марки А7, магния MgI и кремний КрО. Плавки проводились в графитовом тигле под слоем флюса ВИ2. Легкокипящие присадки вводились в виде лигатуры, полученной методом порошковой металлургии и состоящей из магния или алюминия с изучаемой присадкой. Механические свойства изучались на стандартных литых образцах диаметром 12 мм.

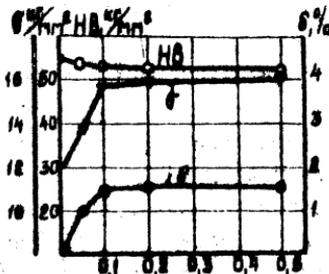


Рис. 1. Влияние величины добавки фосфора на механические свойства сплава магния с кремнием (5% Si)

На рис. 1 показано влияние величины добавки фосфора на механические свойства сплава магния с кремнием. Видно, что прочность и пластичность исследуемого сплава резко возрастают при введении в него 0,1% фосфора и более. Анализ микроструктуры образцов показал, что при данных добавках присаживаемого элемента мелкие включения силицида магния имеют равноосную форму.

Изучение кратковременной теплопрочности кокильных образцов (рис. 2) из эвтектического состава

1, заэвтектического немикрولهгированного 2 и заэвтектического микрولهгированного 40,5% фосфора 3 показало, что микрولهгирование фосфором позволяет получить сплав, сочетающий высокие прочностные свойства

при комнатных и повышенных температурах.

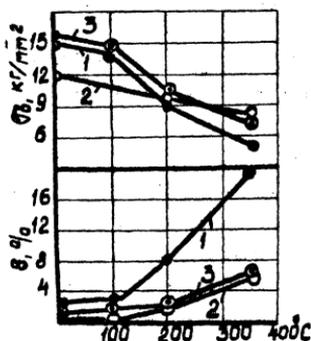


Рис.2. Влияние температуры на кратковременную прочность сплавов магния с 1,5% Si (1); 5% Si (2); 5% Si и 0,5% P (3)

до 20 – 21 кг/мм², а твердость до 100–110 НВ при сохранении удовлетворительной пластичности.

Следовательно, микролегирование заэвтектических алюминиевых и магниевых сплавов, содержащих фазу Mg_2Si , позволяет значительно улучшить их механические характеристики в результате изменения формы первичных кристаллов силицида магния.

С целью уточнения механизма формообразования равноосных включений Mg_2Si производилось измерение температурной зависимости электросопротивления сплава $Mg + 5\% Si$ в жидком, твердожидком и твердом состояниях.

Удельное электросопротивление сплава ρ измерялось в процессе охлаждения сплава из жидкого состояния на установке У308 по схеме двойного моста. Образец размером 10x10x50 мм плавился в магниевом тигле силитовой печи в атмосфере аргона. После расплавления образца в жидкий расплав вводились вольфрамовые электроды и платинородий-платиновая термopара. Одновременно записывалась кривая охлаждения сплава и через каждые 20°С измерялось электросопротивление.

Заэвтектический алюминиевый сплав квазибинарного сечения $Al - Mg_2Si$ микролегировался фосфором, сурьмой и висмутом, под действием которых включения Mg_2Si затвердевали в округлой форме. Положительное влияние исследуемых присадок на механические свойства сплава видно из рис.3. С увеличением величины добавки P, Sb и Bi повышаются прочность и пластичность сплава при незначительном уменьшении твердости.

Термическая обработка сплава по режиму Т6 (закалка в воду с температуры 535°С и старение в течение 10 часов при 160°С) позволила повысить предел прочности микролегированных образцов

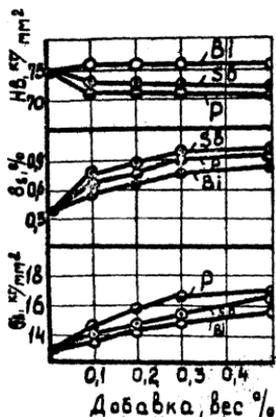


Рис.3. Влияние сурьмы, фосфора и висмута на механические свойства алюминиевого сплава с магнием и кремнием

оказывают существенного влияния на проводимость. Снижение ρ микролегированных сплавов в интервале температур ликвидус-солидус

свидетельствует об увеличении проводимости силицида магния. Последнее, по-видимому, объясняется вхождением атомов донорной примеси фосфора в растущий кристалл полупроводникового соединения.

Таким образом установлено, что примеси, изменяющие форму первичных кристаллов силицида магния, улучшают механические свойства заэвтектических сплавов. Это позволяет значительно расширить область их применения.

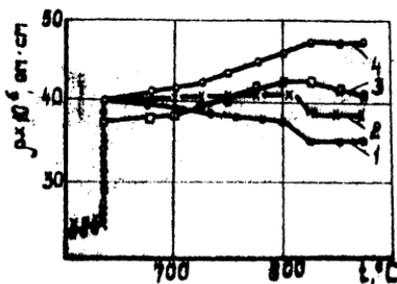


Рис.4. Удельное электросопротивление исходного сплава $Mg + 5\% Si$ (1) и с добавками фосфора 0,05% (2); 0,3% (3); 0,6% (4)

Зависимость ρ сплава $Mg - Si$ от температуры представлена на рис.4. В исходном сплаве в интервале затвердевания первичных кристаллов Mg_2Si происходит увеличение электросопротивления. При кристаллизации эвтектики удельное электросопротивление сплава резко уменьшается. Добавки фосфора увеличивают электросопротивление жидкого сплава, однако в процессе первичной кристаллизации наблюдается значительное уменьшение величины ρ . В твердом сплаве присадки фосфора не

Л и т е р а т у р а

Г. Худокормов Д.Н., Талушко А.М., Ле-
каха С.Н. "Литейное производство", № 3, 1973.

ВЛИЯНИЕ СУРЬМЫ, ФОСФОРА, ХРОМА И СЕРЫ НА
ИЗНОСОУСТОЙЧИВОСТЬ ЛИТОГО СИНТЕТИЧЕСКОГО
СПЛАВА Fe-C-Si

Развитие современной техники в направлении интенсификации рабочих режимов машин и механизмов, увеличение скоростей скольжения, удельных давлений в узлах трения создало потребность в конструкционных материалах с лучшими свойствами и особенно с более высокой износостойкостью.

Известно (1-4), что незначительные добавки к промышленному чугуна P, Sb, Cr, S повышают его износостойкость. Поэтому к чистому Fe-C-Si сплаву добавлялись именно эти элементы.

Исходными материалами для получения чистого сплава Fe-C-Si служили: особо чистое карбонильное железо с общей суммой примесей 0,0102%, спектрально чистый реакторный графит и полупроводниковый кремний КДБ-0,045. Смесь шихтовых материалов в виде порошка фракции до 0,08 мм превосовалась под давлением 7 т/см². Полученные прессовки подвергались спеканию в вакуумной печи МПВ-3М при разряжении 10⁻³ мм рт. ст. и температуре 980°C в течение трех часов, что способствовало получению более стабильного состава сплава и дополнительно снижало концентрацию примесей.

Спеченные образцы з кварцевых пробирках, предварительно продутых аргоном, загружались в силитовую печь, разогретую до температуры 1400°C. После расположения и выдержки в течение 8 минут, необходимых для растворения графита, температура металла снижалась до 1350°C и вводились присадки. Образцы охлаждались со скоростью 12°/мин.

Испытания на износостойкость производились в режиме сухого трения пары твердосплавная пластинка - образец. Износостойкость оценивалась весовым методом.

При раздельном введении в сплав S, P, Sb и Cr получены зависимости, предоставленные на рис.1. Как видно, добавка Sb в количестве до 0,1% увеличивает износ, что, вероятно, связано с ликвидацией кремния к центру эвтектического зерна, приво-

дящей к образованию феррита. Дальнейшее увеличение добавки сурьмы способствует перлитизации сплава и соответственно уменьшает его износ.

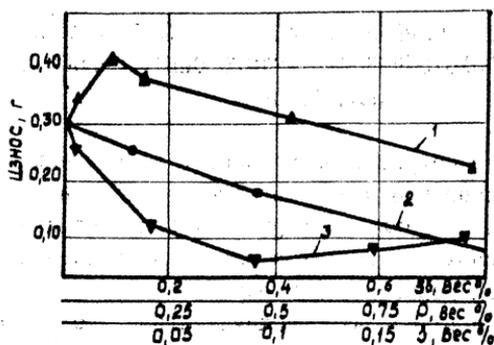


Рис. 1. Влияние серы, фосфора и сурьмы на износ сплава Fe-C-Si

Во всем исследованном интервале добавок фосфор уменьшает износ за счет образования фосфидной эвтектики, обладающей повышенной твердостью и высоким сопротивлением износу.

В пределе до 0,08% сера интенсивно снижает износ ввиду резкого уменьшения количества междендритного графита. Увеличение добавки свыше 0,08% вызывает появление сульфидов, укрупняет графитные включения и приводит к незначительному увеличению износа.

Известно, что эффект повышения эксплуатационных свойств значительно увеличивается при комплексном введении добавок. Решение задачи по отысканию оптимальных соотношений элементов связано с выполнением большого объема экспериментальных работ. Поставленную задачу можно рассматривать как экстремальную и решать ее с помощью методов математического планирования экстремальных экспериментов, что значительно сокращает объем необходимых работ (5-6).

В качестве независимых факторов, выбраны: X_1 , X_2 , X_3 и X_4 , соответствующие процентному содержанию сурьмы, фосфора, хрома, серы.

Критерием оценки (параметром оптимизации) служил износ сплава (Y). Параллельно проводились измерения твердости и ме-

таллографический анализ.

На первом этапе исследования строилась линейная модель типа

$$y = b_0 + \sum b_i x_i \quad 1 \leq i \leq k,$$

где

b_0 и b_i - выборочные коэффициенты;

k - число факторов.

Для этого был выбран дробный факторный план типа 2^{4-1} , включающий 8 опытов. Уровень варьирования факторов и планы экспериментов приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

Исследуемые факторы	Фиктивная переменная	Sb , %	ρ , %	Cr , %	S , %	Износ, Г	Твердость, НВ
I	2	3	4	5	6	7	8
Код	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	Y	Y_2
Основной (0) уровень		0,2	0,2	0,25	0,10		
Интервал варьирования (J)		0,15	0,15	0,15	0,05		
Верхний уровень (+I)		0,35	0,35	0,40	0,15		
Нижний уровень (-I)		0,05	0,05	0,10	0,05		
Опыт	I	+	-	-	-	-	0,0580 207
	2	+	+	-	-	+	0,0520 229
	3	+	-	+	-	+	0,0360 2
	4	+	+	+	-	-	0,0730 24I
	5	+	-	-	+	-	0,1620 2I7
	6	+	+	-	+	+	0,0400 229
	7	+	-	+	+	+	0,0740 2I7
	8	+	+	+	-	-	0,0720 2
Опыт на основном уровне	9	+	0,2	0,2	0,25		0,0650 229

I	2	3	4	5	6	7	8
Параллельные опыты	I0(I) +	-	-	-	-	520	207
	II(2) +	+	-	-	+	590	229
	I2(7) +	-	+	+	+	0,0640	2I7
	I3(8) +	+	+	+	-	0,0620	24I

Выбранная полуреплика 2^{4-1} имеет определяющий контраст: $I=X_1 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot X_4$ и позволяет получить следующую систему оценок:

$$X_1; X_2; X_3; X_4; X_1X_2 = X_3X_4; X_1X_3 = X_2X_4; X_1X_4 = X_2X_3.$$

В соответствии с выбранным планом было реализовано I-8 опытов, опыт на основном уровне (9) и четыре параллельных опыта (I0-I3), для расчета дисперсии, которая в нашем случае оказалась равной 0,000036 при четырех степенях свободы (f_1). Среднеквадратичная ошибка опыта равна 0,006. Результаты экспериментальных данных приведены в таблице I. По ним были рассчитаны линейные коэффициенты регрессии по формуле

$$b_i = \frac{\sum_{j=1}^N x_{ij} y_j}{N},$$

где

i - номер фактора;

j - номер опыта;

N - число опытов.

Результаты статической обработки экспериментальных данных приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	Δb_i	$S\bar{y}$	f_1	$t_{0,05;4}^{пр}$	$t_{0,05;4}^{табл.}$
0,0700	-0,0116	-0,0071		-0,0204		0,006	4	2,36	
			+0,0161		$\pm 0,005$				2,78

$$Y_1 = 0,700 - 0,0116X_1 - 0,0071X_2 + 0,0161X_3 - 0,0204X_4$$

Адекватность представления результатов экспериментов линейной моделью проверяли по нуль-гипотезе. Так как расчетное значение t - критерия (критерий Стьюдента) меньше его табличных значений, гипотеза об адекватности не отвергается. Пользуясь линейной моделью, можно произвести оценку влияния добавки Sb , P , Cr и S на износ синтетического $Fe-C-Si$ сплава, графическая интерпретация которой представлена на рис.2.

В выбранных интервалах изменения независимых переменных сера, сурьма и фосфор уменьшают, а хром увеличивает износ сплава.

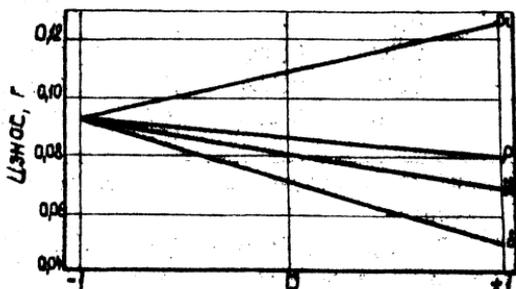


Рис.2. Влияние серы, фосфора, сурьмы и хрома на износ сплава $Fe-C-Si$ при комплексном введении. Содержание элементов дано в кодированном виде

На следующем этапе в направлении градиента полученной линейной модели была осуществлена серия опытов крутого восхождения в область оптимального сочетания исследуемых факторов, обеспечивающего минимальный износ.

Условия опытов этапа крутого восхождения приведены в табл.3.

Т а б л и ц а 3

Код.	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	y_1	y_2
I	2	3	4	5	6	7	8
b_1	0,0700	-0,0116	-0,0071	+0,0161	-0,0204		
$b_{1 \times 7}$	-	0,00174	0,00106	0,00241	0,00102		

1	2	3	4	5	6	7	8
Шар	-	0,02	0,012	0,03	0,012		
О.У.	-	0,2	0,2	0,25	0,10	0,160	229
Опыт 1	-	0,22	0,212	0,22	0,112	0,147	217
"- 2	-	0,24	0,224	0,19	0,124	0,112	217
"- 3	-	0,26	0,236	0,16	0,136	0,110	241
"- 4	-	0,28	0,248	0,13	0,148	0,102	255
"- 5	-	0,30	0,260	0,10	0,160	0,124	229
"- 6	-	0,32	0,272	0,07	0,172	0,186	217
"- 7	-	0,34	0,284	0,04	0,184	-	-
"- 8	-	0,36	0,296	0,01	0,196	0,202	229

Наименьший износ получен в четвертом опыте при следующем сочетании элементов:

$Sb = 0,28\%$; $P = 0,248\%$; $Cu = 0,13\%$; $S = 0,148\%$.

Таким образом, в результате выполненных работ изучено влияние P , Cr , S и Sb на износоустойчивость синтетического $Fe-C-Si$ сплава и найдено оптимальное их соотношение и количество при комплексном легировании.

Л и т е р а т у р а

1. Ушаков А.Д. "Литейное производство", № 10, 1960.
2. Смирнов А.И., Челпанов Б.В. "Литейное производство", № 5, 1961.
3. Лядский В.Б. "Литейное производство", 1959. № 8.
4. Кононова Т.А., Дядюшко В.П. В сб. "Повышение долговечности тракторных двигателей. "Машиностроение", 1962.
5. Налимов В.В., Чернова И.А. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. "Наука", 1965.
6. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. "Наука". 1971.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ЗАТРУДНЕННОЙ УСАДКИ

В течение некоторого времени после затвердевания отливка способна пластически деформироваться под действием усилий со стороны формы. После того как материал отливки приобрел упругие свойства, в ней начинают возникать напряжения, вызванные затрудненной усадкой.

При охлаждении отливки в условиях затрудненной усадки снижаются механические свойства литейных сплавов, изменяются размеры отливки. В этом случае изменяется величина усадочной пористости в отливке.

Исследование механических свойств наиболее распространенных в машиностроении литейных алюминиевых сплавов (АЛ4, АЛ7, АЛ10) проводилось на образцах, отлитых в специальный кокиль, конструкция которого позволяла осуществлять при необходимости свободную или затрудненную усадку сплава. Каждый образец находился в условиях затрудненной усадки определенный промежуток времени, затем кокиль раскрывался и дальнейшее охлаждение его проходило в условиях свободной усадки. Результаты этих испытаний в виде зависимости предела прочности сплава σ_b от времени нахождения образца в условиях затрудненной усадки изображены на рис.1.

Приведенные данные показывают, что при увеличении времени охлаждения отливки в кокиле предел прочности снижается на 20-40%.

На рис.2 построена зависимость относительного изменения размеров образцов от времени нахождения их в условиях затрудненной усадки для каждого изучаемого сплава.

Из графика следует, что при затрудненной усадке увеличение времени выдержки отливки в форме приводит к незначительному росту линейных размеров (от 0,003 до 0,015%).

Исследование образцов с помощью микроскопа МИМ-7 показало, что в условиях затрудненной усадки возрастает величина пористости отливки. Для качественной оценки плотности исследуемых образцов на специальной установке проводилось измерение их электросопротивления.

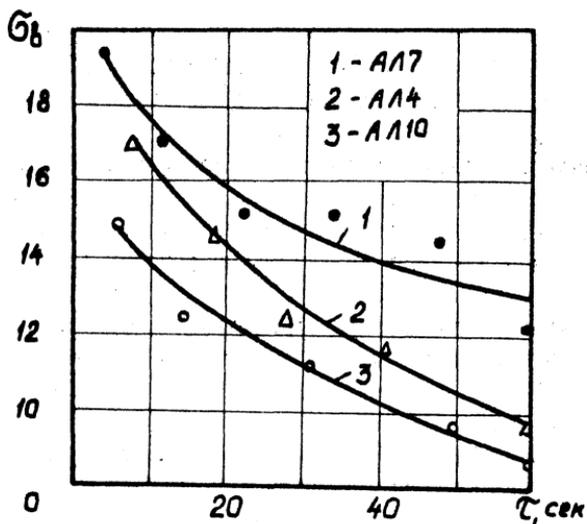


Рис.1. Зависимость предела прочности сплава от времени нахождения образцов в условиях затрудненной усадки

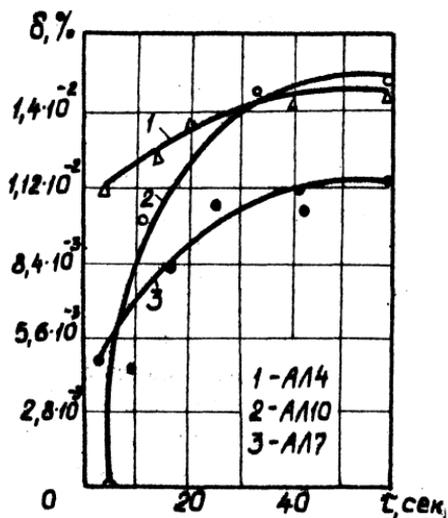


Рис.2. Зависимость относительного изменения размеров образцов от времени нахождения их в условиях затрудненной усадки

На рис.3 показана зависимость электросопротивления образцов от времени нахождения их в условиях затрудненной усадки.

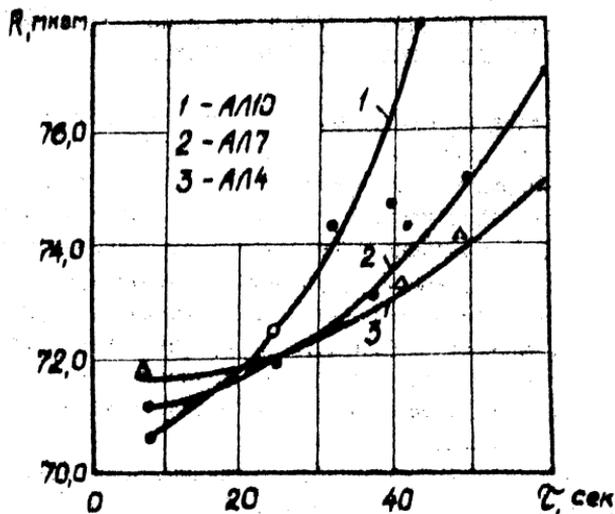


Рис.3. Зависимость электросопротивления образцов от времени нахождения их в условиях затрудненной усадки

Проведенные исследования показывают, что для повышения механических свойств кокильных отливок необходимо осуществлять по возможности раннюю выбивку отливки или ранее неполное раскрытие кокиля.

ВЛИЯНИЕ СУРЬМЫ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

В последнее время все более широкое распространение получает процесс введения добавок металлической сурьмы в жидкий чугун с целью перлитизации металлической матрицы и улучшения свойств чугуна. Однако этот процесс не всегда приводит к положительным результатам, что связано с недостаточной изученностью особенностей влияния добавок сурьмы на формирование структуры чугуна.

С целью более полного изучения влияния на формирование структуры и свойств чугуна добавок сурьмы в качестве объекта исследования наряду с обычным серым чугуном был использован чистый синтетический сплав $Fe-C-Si$, приготовленный из особо чистых шихтовых материалов.

Дифференциальный термический анализ, проведенный с помощью фоторегистрирующего пирометра ФПК-59 по методике, приведенной в работе [1], показал следующее. Возрастающие добавки сурьмы (от 0,01 до 0,4%) вызывают увеличение переохлождения как в чугуне, так и в чистом сплаве на линиях ликвидус и солидус. Наблюдаемое увеличение переохлождения приводит к заметному измельчению в доэвтектических сплавах дендритов первичного аустенита и росту числа эвтектических зерен. При этом происходит уменьшение длины и увеличение толщины графитных включений. Наблюдаемая тенденция изменения формы графита от пластинчатой к более компактной особенно четко заметна в чистом сплаве. Это явление, видимо, вызвано уменьшением анизотропии скорости роста пластин графита под действием добавки сурьмы благодаря частичному захвату атомов сурьмы решеткой графита. Этим эффектом обусловлено, по-видимому, слабое сфероидизирующее действие сурьмы, отмеченное в работе [2]. Следует заметить, что изменение размеров пластин графита с увеличением добавки сурьмы носит экстремальный характер с точкой перегиба в интервале присадок 0,05-0,1% сурьмы.

Характерно, что при этой же величине добавок в чистом сплаве, имеющем в исходном состоянии перлитную структуру, сурьма вызывает появление феррита в центре эвтектических зерен. Локаль-

ный анализ такого эвтектического зерна обнаружил в ферритной зоне повышенное содержание кремния. Очевидно, добавка 0,1% сурьмы вызывает ликвацию кремния к центру эвтектического зерна. В этой области наблюдалось также наличие междендритного графита, облегчающего образование феррита при эвтектоидном превращении. Дальнейшее увеличение добавок сурьмы приводит к перлитизации структуры и увеличению дисперсности и микротвердости перлита.

На рис. I показано изменение твердости и величины износа чистого сплава под действием возрастающих добавок сурьмы. Как видно, максимальный износ и минимальная твердость соответствуют описанной выше структуре при добавке 0,1% сурьмы. Наблюдаемое изменение твердости и величины износа вполне согласуется с данными работы [3] об уменьшении прочнотчи чугуна при малых добавках сурьмы.

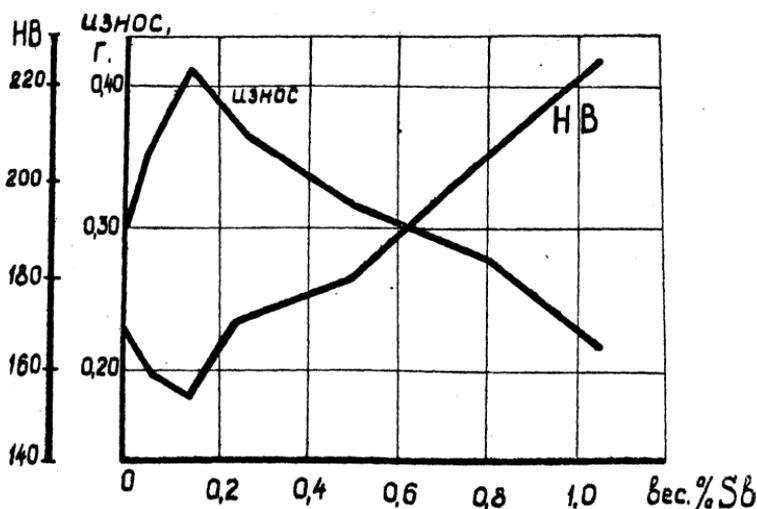


Рис. I. Влияние сурьмы на износ и твердость чистого сплава Fe-C-Si

Следовательно, присадки 0,05-0,15% сурьмы к перлитному чугу-
ну нецелесообразны, так как могут вызвать частичную ферритизацию
и резкое снижение механических и эксплуатационных свойств серого
чугуна. Это справедливо для чугуна, содержащего очень мало хрома.
Опыты, проведенные с синтетическими сплавами, содержащими хром,
показали, что явление ферритизации при добавках сурьмы 0,05+0,10%,
в данном случае не наблюдается. Добавки сурьмы следует вводить
в ферритно-перлитные чугуны низких марок, в которых сурьма вслед-
ствие перлитизации основы обеспечит выравнивание твердости по
сечению отливок с повышением прочности и износостойкости послед-
них.

Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н., Комаров О.С., Бах-
мат В.А. В сб. "Проблемы металловедения и прогрессивная тех-
нология термической обработки". Минск, 1968.
2. Горощков А.А. В сб. "Получение и свойства чугуна
с шаровидным графитом". М.-Л., 1962.
3. Экспресс-информация, ТЛП, №43, 1966.

РАСЧЕТ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

Для практики литейного производства представляет известный интерес определение параметров приемной чаши и литниковой системы в условиях автоматического заполнения полости литейных форм.

Характеристики приемной чаши и литниковой системы во многом зависят от способа подвода металла в форму. Рассмотрим олучай подвода металла в форму сифоном (рис.1). Отливка совместно с литниковой системой имеет вес G кг и среднюю величину площади горизонтального сечения $F_{от}$. По расчету время заполнения формы через литниковую систему, имеющую площадь сечения питателей $\Sigma F_{пит}$ (см²) и коэффициент расхода μ , составляет τ , (сек).

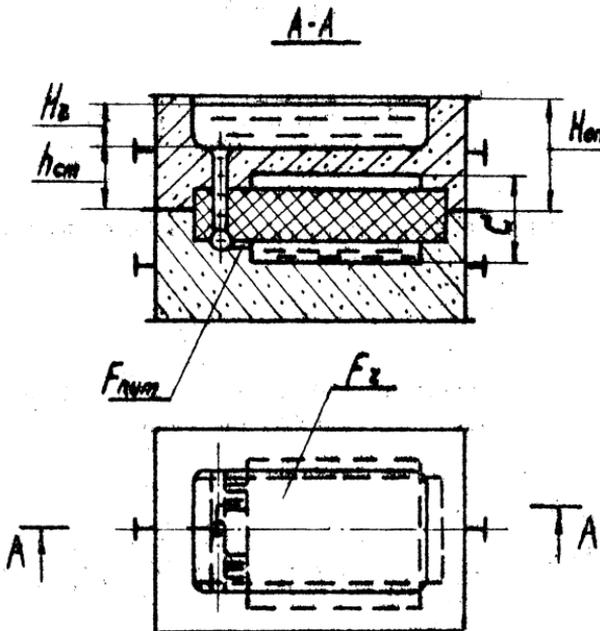


Рис.1. Схема подвода металла в форму сифоном

По технологическим соображениям в производственных условиях высота опки верха имеет величину H_{on} (см). Автоматическое заливочное устройство за время работы τ_k (сек) выдает с постоянным весовым расходом $G_{ск} = \frac{G}{\tau_k} = const$ дозу металла, равную весу металла в форме G (кг). По окончании работы заливочного устройства в чаше с площадью горизонтального сечения F_z (см²) установится уровень высотой H_z (см).

При подводе металла сифоном литниковая система испытывает на себе влияние формы, начиная с первых моментов ее заполнения. За время работы заливочного устройства не только заполнится приемная чаша, но и часть формы O (см), объем которой составит

$$\frac{G_{ск} \cdot \tau_k}{\gamma} - H_z \cdot F_z.$$

Данный объем занимает в форме высоту

$$\frac{\frac{G_{ск} \cdot \tau_k}{\gamma} - H_z \cdot F_z}{F_{om}} = \frac{G_{ск} \cdot \tau_k}{\gamma \cdot F_{om}} - H_z \frac{F_z}{F_{om}} = C - \frac{H_z \cdot F_z}{F_{om}}.$$

Полное время заполнения формы при сифонном подводе металла

$$\tau_3 = \tau_k + \tau_1^{IV}, \quad (I)$$

где

τ_1^{IV} - время опорожнения чаши от уровня H_z до нуля.
Время τ_1^{IV} вычисляется по формуле гидравлики [1]

$$\tau_1^{IV} = \frac{2 F_z F_{om}}{(F_z + F_{om}) \sum F_{лит} \sqrt{2g}} \left(\sqrt{H_{on} - C + H_z \frac{F_z}{F_{om}}} - \sqrt{H_{on} - C - H_z} \right) \quad (2)$$

Решая совместно уравнения (I) и (2), имеем

$$\frac{(\tau_s - \tau_n)(F_z - F_{om}) \sum F_{num} \sqrt{2g}}{2 F_z \cdot F_{om}} = \sqrt{H_{on} - C + H_z \frac{F_z}{F_{om}}} - \sqrt{H_{on} - C - H_z} \quad (3)$$

Пользоваться уравнением (3) для определения входящих в него параметров сложно, а разрешить его аналитически относительно параметра H_{on} так же представляет значительные трудности. Рациональное решение можно получить методом номографии [2]. Если обозначить левую часть уравнения (3) как

$$U = \frac{(\tau_s - \tau_n)(F_z - F_{om}) \sum F_{num} \cdot \sqrt{2g}}{2 F_z \cdot F_{om}} \quad (4)$$

то уравнение (3) примет вид

$$U = \sqrt{H_{on} - C + H_z \frac{F_z}{F_{om}}} - \sqrt{H_{on} - H_z - C} \quad (5)$$

Решения уравнения (5) на рис.2 представлено номограммой с подвижным непрозрачным транспортом. Ключ пользования номограммой указан на самой номограмме. Используя совместно уравнение (4) и номограмму, можно довольно просто определить параметры процесса заполнения формы.

Л и т е р а т у р а

1. Агроскин И.И., Дмитриев Г.Т., Пикалов Ф.И. Гидравлика. М-Л., "Энергия", 1964.

2. Хованский Г.С. Номограммы с ориентированным транспарантом. М., Гостехтеориздат. 1957.

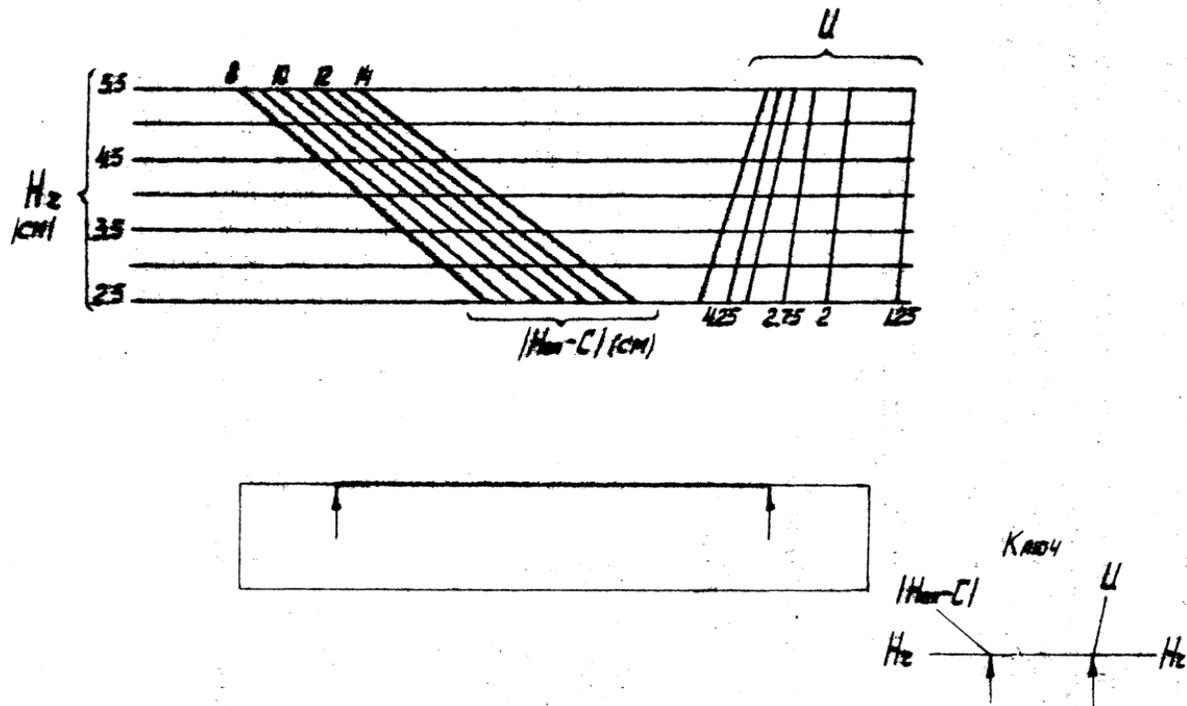


Рис.2. Номограмма уравнения (5)

ЗАТВЕРЖДЕНИЕ ОТЛИВКИ В КОМБИНИРОВАННОЙ ФОРМЕ

Отливку толщиной $2X_1$ м, отдающей тепло при затвердевании в участки формы с коэффициентами аккумуляции тепла B_2' и B_2'' (несимметричная задача), условно расчленим на два элемента толщиной X_1' и X_1'' ($X_1' + X_1'' = 2X_1$).

Время затвердевания отливки в неограниченной форме можно найти из выражения

$$t_3 = \frac{X_2^2}{2n_2(n_2+1)a_2} \quad \text{сек,} \quad (1)$$

где X_2 - глубина прогрева формы;

$$X_2 = \frac{(n_2+1) \rho_1 c_1 X_1}{\beta_2 c_2 \nu_{\text{пр}}} \quad \text{м.} \quad (2)$$

Решая задачу совместно для элементов толщиной X_1' и X_1'' , находим зависимости для определения численных значений этих величин. Имеем

$$X_1' = \frac{2X_1}{1 + \frac{1}{A}} \quad \text{м;} \quad (3)$$

$$X_1'' = \frac{2X_1}{1 + A} \quad \text{м,} \quad (4)$$

где

$$A = \frac{B_2'}{B_2''} \sqrt{\frac{n_2'(n_2''+1)}{n_2''(n_2'+1)}};$$

n_2' и n_2'' - показатели степени парабол, описывающих температурное поле формы с коэффициентами аккумуляции B_2' и B_2'' соответственно.

Время полного затвердевания отливки

$$t_3 = \frac{2(n_2'+1) \left(\rho_1 \varrho_1 \chi_1 \right)^2}{n_2' (1+A)^2 \left(B_2' v_{\text{зр}} \right)^2} = \frac{2(n_2''+1) \left(\rho_1 \varrho_1 \chi_1 \right)^2}{n_2'' (1+A)^2 \left(B_2'' v_{\text{зр}} \right)^2} \quad \text{сек.} \quad (5)$$

где $\varrho_1 = \rho + c_1 \Delta T_{\text{пер}}$; $\Delta T_{\text{пер}} = T_{\text{зал}} - T_{\text{кр1}}$; $v_{\text{зр}} = T_{\text{кр}} - T_{2\text{нач}}$.

Линейная скорость затвердевания части отливки толщиной χ_1' равна

$$u_1 = \frac{2n_2'}{n_2'+1} \left(1 + \frac{1}{A} \right) \left(\frac{B_2' v_{\text{зр}}}{\rho_1 \varrho_1} \right)^2 \frac{1}{2\chi_1} \quad \text{м/сек.} \quad (6)$$

Для части отливки, примыкающей к участку формы с коэффициентом B_2''

$$u'' = \frac{2n_2''}{n_2''+1} (1+A) \left(\frac{B_2'' v_{\text{зр}}}{\rho_1 \varrho_1} \right)^2 \frac{1}{2\chi_1} \quad \text{м/сек.} \quad (7)$$

Сопоставление результатов расчета по предлагаемой методике с данными экспериментов указывает на их удовлетворительное согласование.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОВОГО ЗАВОРА НА ТЕПЛООБМЕН МЕЖДУ ОТЛИВКОЙ И ФОРМОЙ

При литье в кокиль деталей сложной конфигурации литейная усадка сплавов вызывает значительные технологические трудности, заклинивание, коробление отливок, появление в них трещин и т.д.

Напряжения в отливках возникают вследствие механического торможения усадки отливки со стороны металлической формы и могут быть остаточными и временными.

Усадочные напряжения в кокильных отливках могут быть устранены, если кокиль выполнить из подвижных элементов, которые в процессе формирования отливки могут раздвигаться на определенную величину, создавая тем самым условия для свободной усадки отливки.

Однако появление искусственного газового зазора между отливкой и металлической формой начинает существенно влиять на процесс затвердевания отливки.

В работе исследовалось влияние искусственного газового зазора на интенсивность теплообмена между отливкой и формой.

На рис. I приведена зависимость величины газовой прослойки на время затвердевания отливки.

Из данного графика видно, что с образованием между отливкой и формой газовой прослойки $X_{\text{газ}} = 0,1-0,5$ мм время кристаллизации отливки увеличивается в 2 раза. С увеличением газовой прослойки до $X_{\text{газ}} = 1$ мм время кристаллизации продолжает несколько увеличиваться, а при $X_{\text{газ}} > 1$ мм практически остается без изменений. При толщине газовой прослойки $X_{\text{газ}} < 1$ мм тепло в зазоре распространяется за счет как теплопроводности, так и теплового излучения и конвекции. При $X_{\text{газ}} > 1$ мм доля тепла, передаваемого теплопроводностью, значительно уменьшается и тепло передается только за счет теплового излучения в результате чего интенсивность теплообмена не зависит от $X_{\text{газ}}$.

Существенное влияние искусственный газовый зазор оказывает на температуру формы. Наличие между отливкой и формой газовой

прослойки значительно уменьшает прогрев металлической формы, причем большое значение имеет время его образования.

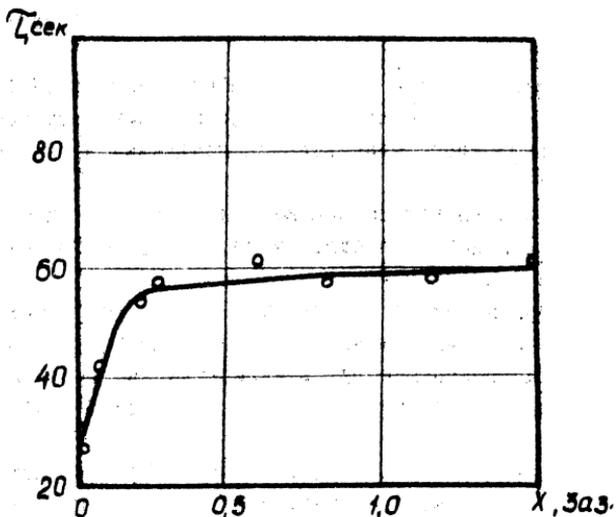


Рис. I. Зависимость времени затвердевания отливки от величины газового зазора

Действие газового зазора во многом зависит от соотношения массы отливки и формы. С увеличением массы формы значительно возрастает скорость кристаллизации и охлаждения отливки, в связи с чем влияние его уменьшается.

О ВРЕМЕНИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛА В ПОТОКЕ

В настоящей статье приведены результаты исследования по определению продолжительности течения металла в потоке.

Установлено, что остановка потока жидкого металла в связи с затвердеванием струи происходит через промежуток времени

$$\tau = \left[WR^5 \left(\frac{\rho C}{\beta \varepsilon} \right)^4 \left(\frac{t_H - t_K}{t_H - t_C} + \frac{0,25 \frac{z}{c}}{t_K - t_C} \right)^4 \right]^{\frac{1}{3}}, \quad (I)$$

где

- W - средняя скорость течения металла, м/сек;
- R - приведенный размер канала, м $R = \frac{F}{S}$;
- F - площадь поперечного сечения канала, м²;
- S - длина контура поперечного сечения канала, по которому происходит теплообмен, м;
- ρ - удельная плотность металла, кг/м³;
- C - удельная теплоемкость металла;
- β - коэффициент аккумуляции тепла материала стенки канала, $\frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \text{сек}^{-1} 2^{\circ}\text{C}}$; $\beta = \sqrt{\lambda_K C_K \rho_K}$;
- λ - коэффициент теплопроводности материала стенки канала, ккал/м. сек $^{\circ}\text{C}$;
- C_K - удельная теплоемкость материала стенки канала;
- ρ_K - удельная плотность материала стенки канала;
- t_H - начальная температура металла, поступающего в канал, $^{\circ}\text{C}$;
- t_K - температура кристаллизации металла, $^{\circ}\text{C}$;
- t_C - начальная температура стенок канала, $^{\circ}\text{C}$;
- ε - коэффициент физических свойств металла.

Полученное выражение (I) позволяет расчетным путем определить основные параметры отливки и формы на стадии заливки.

Сопоставление расчетных значений продолжительности течения металла до остановки потока, полученных на основе формулы (I) с

Т а б л и ц а I

Металл	ρ кг/м ³	c	z	T_k , °C	E_I	T_H , °C	T_H , °C	м/сек	(эксперим. значен., сек.)	Расчетное, сек.	Отклонение, %	Примечание
Свинец	10300	0,027	6,32	327	10,3	357	237	1,36	0,50	0,51	2	
-"-	10300	0,027	6,32	327	10,3	377	237	1,30	0,67	0,58	1,8	
-"-	10300	0,027	6,32	327	10,3	420	237	1,24	0,67	0,67	0	
-"-	10300	0,027	6,32	327	10,3	520	237	1,16	0,80	0,78	2,5	
-"-	10300	0,027	6,32	327	10,3	357	117	1,85	0,20	0,21	5,0	
Олово	6980	0,061	14,4	232	4,4	257	156	1,25	0,64	0,66	3,1	
-"-	6980	0,061	14,4	232	4,4	282	156	1,16	0,80	0,79	1,3	
-"-	6980	0,061	14,4	232	4,4	330	156	1,04	1,13	1,12	0,8	
-"-	6980	0,061	14,4	232	4,4	257	78	1,75	0,25	0,27	2,0	
Цинк	6700	0,128	24,1	419,4	5,75	453	316	1,07	1,03	1,04	1,0	
-"-	6700	0,128	24,1	419,4	5,75	470	316	1,02	1,20	1,19	0,8	
-"-	6700	0,128	24,1	419,4	5,75	500	316	0,98	1,35	1,38	2,2	
-"-	6700	0,128	24,1	419,4	5,75	453	176	1,38	0,47	0,44	6,4	
Алюминий	2380	0,308	93,0	659	2,86	106	340	1,57	0,34	0,336	1,2	
-"-	2380	0,308	93,0	659	2,86	706	520	1,15	0,82	0,818	0,3	

экспериментальными значениями (3,4), приведенными в таблице I, показывает хорошее совпадение, что, по нашему мнению, служит достаточным основанием для применения полученной зависимости для практических расчетов.

Л и т е р а т у р а

1. В е й н и к А.И. Тепловые основы теории литья. Машгиз, 1953.
2. К о р о л ь к о в А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. "Наука", 1967.
3. Л е в к о в и ч В.В. Об определении времени течения жидкого металла в литейной форме "Теплофизика в литейном производстве". Минск, "Наука и техника".
4. Р а б и н о в и ч Б.В. Введение в литейную гидравлику. "Машиностроение", 1966.

ОСЫПАЕМОСТЬ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В настоящем исследовании осыпаемость жидкостекольных смесей, содержащих золу торфа (поверхностная прочность) определялась при высоких температурах по методике ЦНИИТМаша [1].

Полученные экспериментальные данные показывают (табл. I), что наибольшую осыпаемость при нагреве имеет смесь на органическом связующем. При длительном нагреве она практически теряет поверхностную прочность. В то же время в исходном состоянии после сушки эта смесь имеет осыпаемость значительно ниже, чем смеси на жидком стекле. На начальной стадии нагрева осыпаемость жидкостекольных смесей возрастает по сравнению с исходной, а затем снижается.

Т а б л и ц а I

Осыпаемость смесей при обычной
и высоких температурах

Вид смеси	Осыпаемость (%) при различной температуре и выдержке образцов				Примечание
	20°C, исходная	1100°C, 20 сек	1100°C, 60 сек	1100°C, 120 сек	
Смесь на органическом связующем (2,5% олифы)	0,22	6,60	8,20	полностью рассыпается	
Жидкостекольная смесь (6% жидкого стекла)	0,32	2,30	2,60	0,95	
Жидкостекольная смесь на золе торфа	3,65	3,90	2,75	0,40	

Неоднозначные величины осыпаемости у смесей на органическом связующем, на жидком стекле и у жидкостекольных смесей на золе торфа объясняются характером их исходной структуры, различной термостойкостью и специфическими для каждого вещества физико-химическими процессами при нагреве. Вероятность отделения частиц на-

полнителя увеличивается с ростом объемной деформации пленки связующего при нагреве и уменьшении когезионной прочности вследствие деструкции [2].

Как известно [3], смеси на органических связующих в целом теряют прочность при высоких температурах. Возрастание их осыпаемости при нагреве может быть объяснено деструкцией пленки за счет ее разложения и выгорания. Это приводит, наряду с другими явлениями, к резкому уменьшению объема пленки (рис. I, кривая I), а значит и к ее разрыву и разрушению.

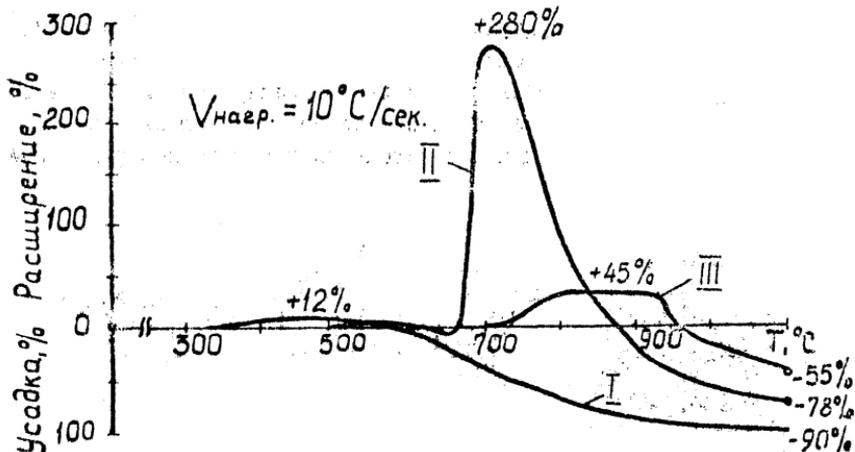


Рис. I. Расширение и усадка связующих пленок ($\delta_{исх} = 0, 1\text{мм}$) при нагреве: I — олифа; II — жидкое стекло; III — жидкое стекло с золой торфа (замерено на dilatометре „Linseis“)

Повышенная осыпаемость жидкостекольных смесей при начальном нагреве может быть объяснена явлением вспучивания пленки связующего (рис. I, кривая II) вследствие дегидратации жидкого стекла. В этом случае, как показывают наблюдения за поверхностью смеси под высокотемпературным микроскопом, может происходить выталкивание и отделение песчинок или группы их по схеме, представленной на рис. 2. Отрыв усиливается также за счет снижения когезионной прочности вспученных пленок. Образующаяся при более

высоком нагреве жидкая силикатная фаза хотя имеет низкую прочность, одновременно уменьшает термические напряжения, компенсирует разницу в коэффициентах теплового расширения и усадки зерен наполнителя и пленки связующего, что снижает конечную осыпаемость.

У жидкостекольных смесей на золе торфа исходная осыпаемость выше вследствие крупности связующих пленок [4], содержащих наряду с силикатами кальция примеси его гидроокиси. Однако при нагреве они обладают меньшей тепловой деформацией (рис. I, кривая III). При высокотемпературной выдержке осыпаемость смесей с золой торфа уменьшается, практически сравниваясь с осыпаемостью жидкостекольных смесей без добавок. Зола торфа играет здесь роль буферного наполнителя, удерживающего на себе часть жидкой фазы, что препятствует ее быстрому перемещению в пленке связующего. Кроме того, она насыщает жидкостекольную пленку ионами кальция. Это повышает поверхностное натяжение пленок, делает их более тугоплавкими, а значит и менее склонными к потере поверхностной прочности.

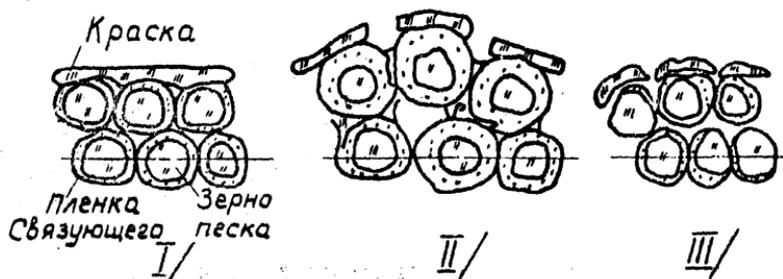


Рис. 2. Схема объемной деформации нагреваемой поверхности смеси:

I - исходное состояние; II - при расширении;
III - при последующей усадке

Таким образом, проведенные исследования подтверждают заключение, что осыпаемость смесей при обычной и высокой температурах не является равнозначной. Она зависит от процессов деструкции, изменения когезионной прочности и объемной деформации связующих

при нагреве. В связи с этим вводимые в жидкостекольную смесь добавки, содержащие соединения кальция, как например зола торфа, закрепляют структуру смеси и уменьшают ее осыпаемость при высокотемпературном нагреве.

Л и т е р а т у р а

1. Л и с с А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. М., "Машиностроение". 1965.
2. О б о л е н ц е в Ф.Д. Качество литых поверхностей. М., Машгиз. 1961.
3. *Zerpelhauser K., Löw H., Gerber U.*
"Giesserei praxis", №19, 1971.
4. М а р о н о в а В.Д. Разработка и исследование технологии изготовления стержней по CO_2 - процессу в массовом производстве. Диссертация на соискание ученой степени канд.техн.наук. БИИ, Минск, 1967.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ЗАЛИВКИ ФОРМ С
ГАЗИФИЦИРУЕМЫМИ МОДЕЛЯМИ

Формирование отливок при литье по газифицируемым моделям происходит в результате сложных химико-физических процессов деструкции модели и взаимодействия продуктов деструкции с металлом в периоды его заливки, кристаллизации и охлаждения в форме. Скорость термодеструкции модели определяется температурой и теплофизическими параметрами пенополистирола. Поэтому в литейной форме могут наблюдаться три режима заливки при сифонном подводе металла: расчетная скорость подъема металла v_p меньше максимальной линейной скорости деструкции модели $[v_m]_{max}$, v_p соответствует $[v_m]_{max}$ (рис. I, а) и v_p больше $[v_m]_{max}$ (рис. I, б). Во втором случае имеет место оптимальный режим заливки формы металлом, который неправильно называют "режим замещения" [1], так как это понятие охватывает широкий диапазон скоростей от $v_p = [v_m]_{max}$ до $v_p = [v_m]_{крит}$, при которой происходит охват модели (рис. I, в) со всеми вытекающими последствиями [2,3]. Изменение скорости деструкции модели v_m можно с достаточной

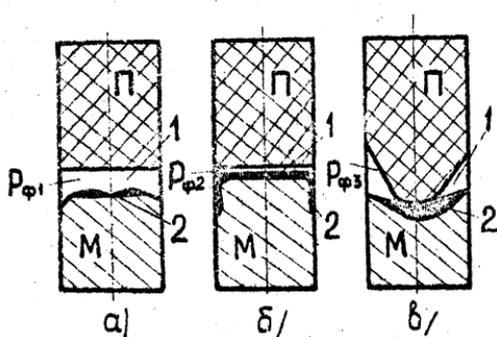


Рис. I. Схема взаимодействия модели и металла: I - газовая фаза; 2 - жидкая фаза

точностью проследить по фактической скорости подъема металла $v_{ф}$, особенно в интервале $[v_m]_{max} \div [v_m]_{крит}$. Для анализа изменения фактической скорости $v_{ф}$ подъема металла в форме от расчетной v_p производили заливку образцов размером 200x80x20мм сталью 45Л. Металл плавил в индукционной печи марки МЧП - 52, раскисляли

ферромарганцем, ферросилицием и алюминием. Температуру перегрева стали поддерживали в пределах 50-70°C над линией ликвидуса. Мо-

дели изготовляли из полистирола марки ПСВ-Л по ТУ 6-05-041 - 354-72 в прессформах автоклавным способом. Плотность пенополистирола составляла $0,020 \text{ г/см}^3$. Формовку моделей производили в жидкую самотвердеющую смесь с газопроницаемостью 400-500 единиц. Скорости подъема металла в форме $v_p^{\text{р}}$ принимали равными 2, 3, 4, 6, 8, 9, 12, 16 и 24 см/сек и по известным формулам [4] рассчитывали сечения питателей.

Для замера скорости движения металла по высоте формы был применен контактный способ (рис.2), сущность которого заключается в том, что поступающий в полость формы металл замыкает

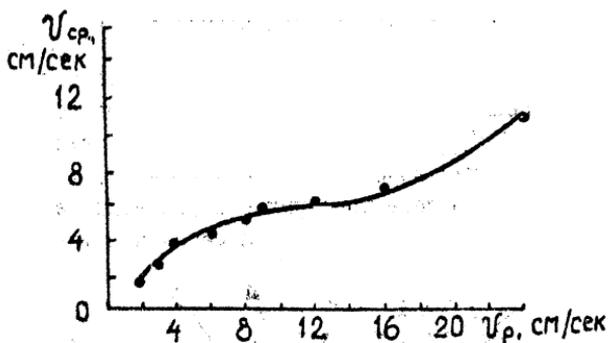


Рис.2. Схема замера скорости движения металла по высоте формы контактным способом:
 1 - форма; 2 - литниковая система; 3 - модель;
 4 - электродоконтант; 5 - сопротивление; 6 - металл;
 7 - осциллограф Н-700; 8 - блок питания П-001;
 9 - источник напряжения

последовательно электроконтакты, изменяя общее сопротивление в электрической цепи, а значит и рабочий ток. Это находит отражение в положении луча гальванометра на осциллограмме (рис.3).

На рис.4. представлена зависимость фактической скорости подъема металла в форме от расчетной ($v_p^{\text{ф}} = f(v_p^{\text{р}})$). В данном случае $[v_m]_{\text{max}}$ соответствует скорости около 4 см/сек, $[v_m]_{\text{крит}}$ соответствует 16 см/сек, т.е. скорости, при которой начинается охват модели, за счет чего растет $v_p^{\text{ф}}$. Режим зацепа модели начинается со скорости 4 см/сек до 16 см/сек и является самым неэкономичным не только с точки зрения качества отливки, но и

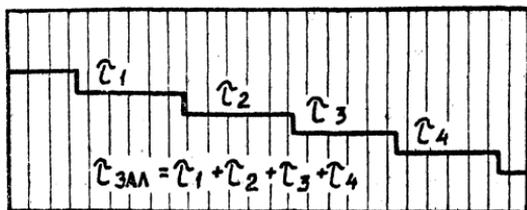


Рис.3. Оциллограмма замера скорости подъема металла в форме контактным способом

уменьшения выхода годного за счет увеличения размеров литниковой системы. В интервале $[\nu_M]_{max} \div [\nu_M]_{крит}$ фактическая скорость практически не изменяется в силу термомеханического сопротивления пенополистирола движению жидкого металла. С увеличением скорости выше $[\nu_M]_{max}$ увеличивается выделение жидкой фазы продуктов деструкции модели в единицу времени, что приводит к резкому возрастанию поверхностных и внутренних дефектов в отливке. Фактическая скорость подъема металла в форме зависит

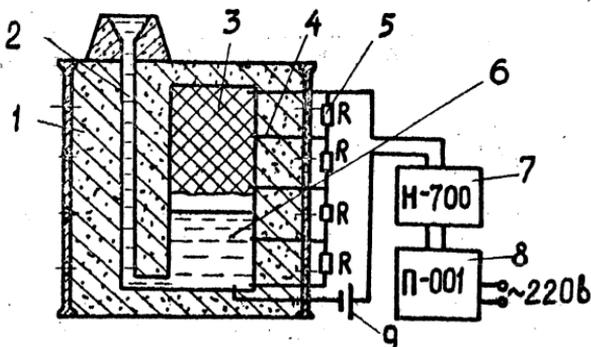


Рис.4. Зависимость фактической скорости подъема металла в форме с газифицируемой моделью от расчетной

от различных технологических факторов. Повышение плотности модели снижает $\nu_{ф}$ в силу роста термомеханического сопротивления со стороны пенополистирола, повышение газопроницаемости формы увеличивает $\nu_{ф}$, так как снижает величину $\rho_{ф}$ в зазоре между металлом и моделью (рис.1). Применение специального литейного пено-

полистирола ПСВ-Л взамен строительного ПСБ-А, способствует увеличению v_{ϕ} , так как скорость деструкции первого несколько выше.

Проведенные исследования показали, что для получения качественных стальных отливок необходимо формы заливать в оптимальном режиме со скоростью подъема металла 2 - 4 см/сек, при этом расчет литниковой системы можно проводить по известным методикам, применяемым при обычном литье в песчаные формы с учетом противодавления со стороны газовой фазы.

Л и т е р а т у р а

1. Г а в р и ш и н А. И. Массоперенос продуктов деструкции газифицируемой модели в литейной форме. "Изв. вузов СССР "Машиностроение", 1972, № 3.
2. Ш у л я к В. С. Газовый режим формы с газифицируемыми моделями. "Литейное производство", 1968, № II.
3. О з е р о в В.А., Ш у л я к В. С. П л о т н и к о в Г.А. Литье по моделям из пенополистирола. М., "Машиностроение". 1970.
4. Д у б и ц к и й Г.М. Литниковые системы. М., Машгиз. 1951.

О ВЛИЯНИИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА НА ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ

В данной работе приведены результаты исследования влияния теплофизических свойств металла на жидкотекучесть. При этом в задачу исследования входило выявление причины расхождений [2,3] в оценке влияния на жидкотекучесть металла теплоты его кристаллизации и теплоемкости.

Рассматривая жидкотекучесть как путь, пройденный потоком жидкого металла до остановки в связи с затвердеванием струи, нами получена формула, устанавливающая зависимость жидкотекучести от плотности, теплоемкости, теплоты и температуры кристаллизации металла, а также: начальной температуры его залива и формы

$$\lambda = \left[A \rho c \left(\frac{t_H - t_K}{t_H - t_\Phi} + \frac{B,25 \frac{z}{\rho}}{t_K - t_\Phi} \right) \right]^{0,8} \quad (1)$$

где:

- λ - жидкотекучесть металла, мм;
- ρ - удельная плотность металла, кг/м³;
- c - удельная теплоемкость металла, ккал/кг⁰С;
- z - удельная теплота кристаллизации металла, ккал/кг;
- A - коэффициент, зависящий от вида металла и типа жидкомера;
- t_H - начальная температура металла, ⁰С;
- t_K - температура кристаллизации металла, ⁰С;
- t_Φ - начальная температура формы, ⁰С.

Т а б л и ц а I
ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ МЕТАЛЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ
ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ

М е т а л л	Физические свойства металла			Температура			Жидкотекучесть		Отклонение, %
	ρ , кг/м ³	c , ккал/кг ⁰ С	Z , ккал/кг	T_k , 0С	T_n , 0С	T_f , 0С	λ расч., р	λ опыт, и, а	
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Цинк	6700	0,1275	24,09	419,4	453	316	1120	1100	1,82
—"	6700	0,1275	24,09	419,4	460	316	1144	1200	4,67
—"	6700	0,1275	24,09	419,4	470	316	1210	1220	0,82
—"	6700	0,1275	24,09	419,4	500	316	1337	1320	1,29
—"	6700	0,1275	24,09	419,4	453	176	610	650	6,16
Алюминий	2380	0,308	93,00	659	706	520	953	950	0,32
—"	2380	0,308	93,00	659	706	340	512	525	2,48
Олово	6980	0,061	14,4	232	257	156	798	800	0,25
—"	6980	0,061	14,4	232	282	156	890	930	4,32
—"	6980	0,061	14,4	232	330	156	1082	1170	7,52
—"	6980	0,061	14,4	232	257	78	458	420	9,04
Свинец	10300	0,027	6,32	327,5	357	237	687	680	1,03
—"	10300	0,027	6,32	327,5	377	237	746	740	0,81
—"	10300	0,027	6,32	327,5	420	237	840	830	1,21
—"	10300	0,027	6,32	327,5	520	237	934	930	0,43
—"	10300	0,027	6,32	327,5	357	117	366	370	1,08

В таблице I приведены значения жидкотекучести ряда металлов (цинка, алюминия, олова и свинца) при различных температурных условиях, вычисленные по формуле (I) в сопоставлении с экспериментальными данными, приведенными в работе [2] для жидкомера с площадью поперечного сечения спирали 25 мм².

Хорошее совпадение расчетных значений жидкотекучести с экспериментальными данными, как это видно из таблицы, подтверждает, что полученная нами зависимость достаточно близко отражает влияние на жидкотекучесть рассмотренных выше теплофизических свойств металла и температурных условий заливки.

Из формулы (I) видно, что степень влияния теплоемкости и теплоты кристаллизации на жидкотекучесть меняется в зависимости

от температурных условий: к примеру при $t_M = 706^\circ\text{C}$ и $t_\phi = 340^\circ\text{C}$ 68% жидкотекучести алюминия обеспечивается теплотой кристаллизации, а при $t_M = 720^\circ\text{C}$ и $t_\phi = 20^\circ\text{C}$ этот процент снижается до 39. В то же время влияние теплоемкости возрастает с 32 до 61%.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что причиной существующих расхождений в оценке роли теплоемкости и теплоты кристаллизации в определении жидкотекучести заключается в том, что влияние теплофизических свойств рассматривалось без учета температурных условий заливки.

Л и т е р а т у р а

1. В е й н и к А.И. Тепловые основы теории литья. М., Машгиз. 1953.
2. К о р о л ь к о в А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. "Наука". 1967.
3. Р а б и н о в и ч Б.В. Введение в литейную гидравлику. М., "Машиностроение", 1966.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ КОРПУСНЫХ ОТЛИВОК СТЕКЛОФОРМ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ СПОСОБОМ

Технологический процесс изготовления стеклоформ станков в литейных цехах стекольных заводов заключается в применении постоянных или разовых форм с использованием металлического или земляного стержня. Литье в кокиль с применением металлического стержня приводит к образованию трещин в отливках и стержне; привариванию стержня к отливке.

В стеклоформах, полученных литьем в разовую форму с земляным стержнем, возникают газовая пористость и усадочные раковины. Образование этих дефектов особенно усугубляется тем, что используемые для стеклоформ чугуны, легированные Ti , Mo , V или Cr и Ni , обладают литейными свойствами, отличными от обычных чугунов. Так, в ряде случаев при литье в кокиль отливок с стеклоформ брак по трещинам, усадке и привариванию стержней достигал 25-30%. На рис. I показаны виды брака отливок стеклоформ при литье в постоянные формы.

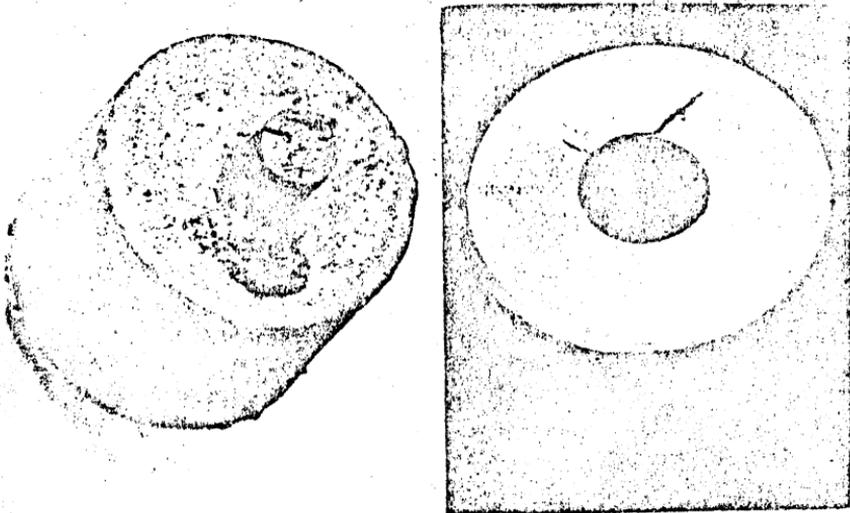


Рис. I. Виды брака отливок стеклоформ.

Эти недостатки можно устранить путем применения центробежного способа литья. Метод центробежного литья корпусных толсто-стенных отливок: стеклоформ исследован и внедрен в производство кафедрой "Машины и технология литейного производства" БПИ на стеклозаводе "Неман". В условиях учебно- производственного литейного цеха института и литейного цеха стеклозавода "Неман" были отлиты партии отливок стеклоформ из чугунов, легированных Ti , Mo и V .

Для отливки стеклоформ была использована центробежная машина марки ЦБМ-1, имеющая 1280 об/мин с горизонтальной осью вращения изложницы с толщиной стенок 65 мм. Перед заливкой металла в изложницу ее подогревали до 200-250°C и красили диспен-силимо-нитовой краской, показавшей лучшую кроющую способность и стойкость. Слой краски достигал 1-1,5 мм. Температура заливаемого металла составляла 1340-1360°C, время заливки - 20-24 сек. Кристаллизация и охлаждение отливки в течение двух минут происходило во вращающейся изложнице естественным путем, затем в течение 2-3 минут стенки изложницы охлаждались водяным душем. Полный цикл изготовления одной отливки на центробежной машине с покраской разогретой изложницы, заливкой, охлаждением и выемкой отливки при температуре - 700-800°C составляет 10 минут.

Центробежный способ отливки стеклоформ позволил практически полностью ликвидировать брак по вине форм. После термической и механической обработки внутренняя поверхность отливок получается чистой, хорошо поддается полированию и соответствует требованиям на стеклоформы по твердости и чистоте поверхности. Испытание стеклоформ, отлитых центробежным способом на стеклоформирующих автоматах стеклозавода "Октябрь", показали, что их стойкость увеличивается на 15-20% по сравнению с отлитыми из того же металла в кокиль или земляную форму.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

Влияние воздействия электрического поля на стержневую смесь непосредственно в процессе ее приготовления было исследовано в лабораторном катковом смесителе, оборудованном специальным кольцевым электродом. Электрод устанавливался на днище смесителя и изолировался от него резиновой прокладкой. Вторым электродом являлись катки смесителя.

На рис. I графически показано влияние постоянного электрического поля на технологические свойства смеси, состоящей из 96% песка КЮ2А и 4% смолы М I9-62. Они перемешивались в смесителе в течение 8 минут. Технологические свойства полученной смеси определялись путем испытания образцов, которые отверждались в течение 10 мин при температуре 220°C.

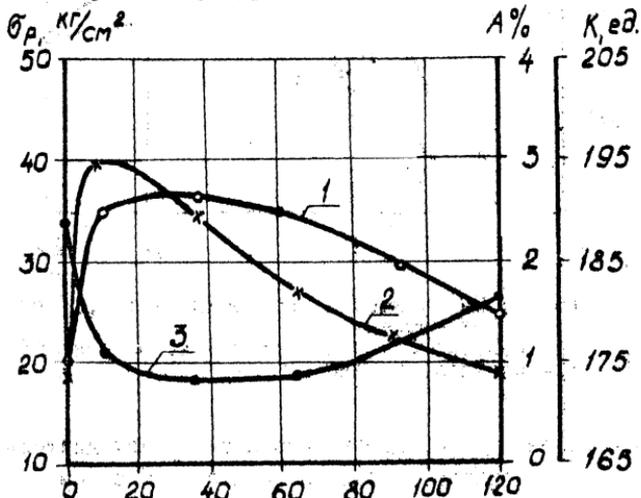


Рис. I. Влияние напряжения на технологические свойства смеси.

1 — газопроницаемость; 2 — прочность на разрыв; 3 — осыпаемость

Обработка смеси в электрическом поле напряжением 10в резко улучшает их технологические свойства. Увеличение напряжения выше оптимального приводит к снижению эффекта электрообработки.

Электрическое поле также значительно увеличивает скорость твердения смеси, что весьма важно для стержневых смесей, твердеющих в горячих ящиках, так как позволяет повысить производительность стержневых машин. На рис.2 представлена зависимость прочности на разрыв смеси приведенного выше состава от времени отверждения.

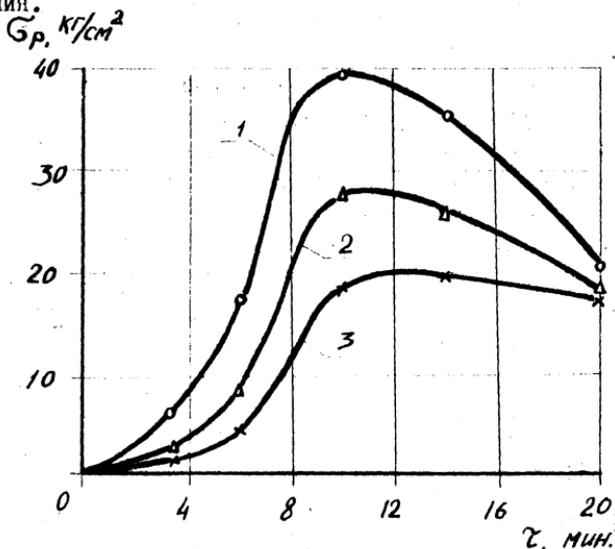


Рис.2. Зависимость прочности на разрыв от времени отверждения.

1 - напряжение 10 вольт; 2 - напряжение 65 вольт; 3 - контрольная смесь

Большое влияние на свойства смесей оказывает длительность нахождения их в смесителе. У контрольных смесей оптимальное соотношение технологических свойств достигается при их перемешивании в течение 14 мин. Обработка смеси электрическим полем приводит к сокращению этого времени до 8 мин.

Обработка смесей электрическими полями непосредственно в процессе их приготовления позволяет не только значительно улучшить технологические свойства смесей и сократить расход связую-

щих материалов, но и повысить производительность смесеприготовительного оборудования.

РАСЧЕТ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМА КОКИЛЯ С ИСКУССТВЕННЫМ
ОХЛАЖДЕНИЕМ

При построении математической модели процесса литья в металлическую форму с искусственным охлаждением весь процесс был разделен на четыре расчетных стадии. Первая стадия – начальная стадия аккумуляции тепла материалом формы. Этой стадии соответствует заполнение формы расплавленным металлом и отвод теплоты перегрева. Начало стадии совпадает с началом заливки, а ее окончание соответствует достижению температуры поверхности отливки линии ликвидуса. Конечные параметры первой стадии являются начальными для второй. Окончание второй стадии (t_k^I) определяется по признаку снижения температуры центра отливки ниже линии солидуса. Время второй стадии – затвердевания отливки – определяется из уравнения

$$z_{exp} m_1 = -\lambda_2 F_2 \int_{t_n^I}^{t_k^I} \frac{\partial T_2(x,t)}{\partial x} dt \quad (I)$$

Во второй и особенно в третьей стадиях (охлаждение затвердевшей отливки в кокиле) происходит интенсивный рост газового зазора. Кинетику зазора учитываем, вводя в расчетную схему величину зазора как функцию времени

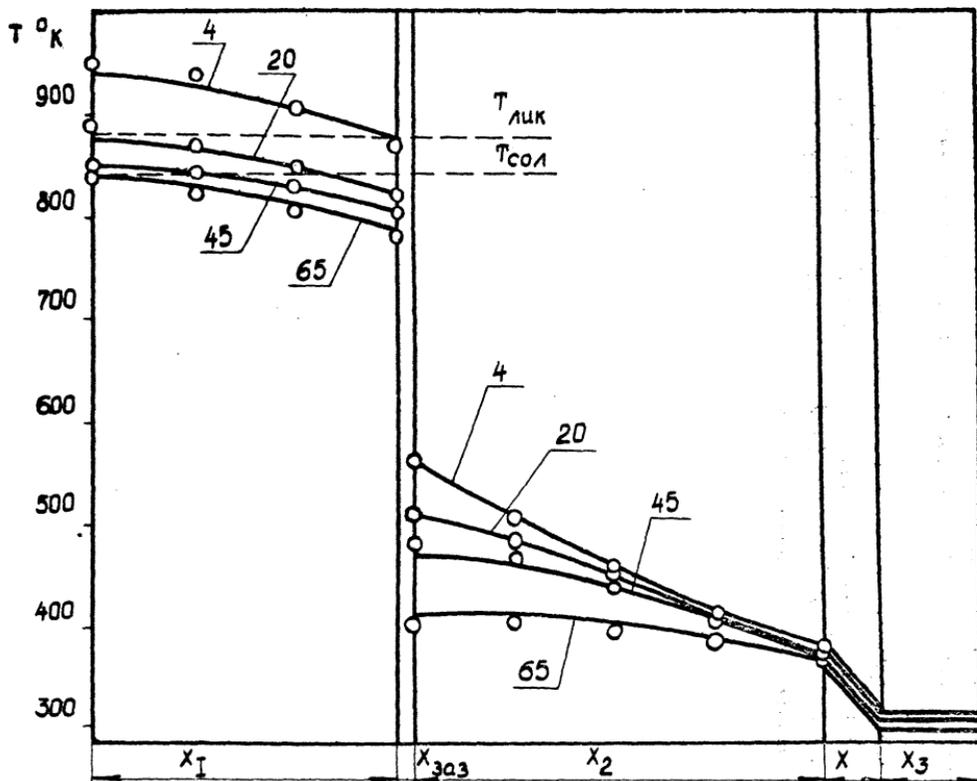
$$X_{заз} = c q_{з} ; \quad q_{з} = \int_{t_n^I}^{t_k^I} q(t) dt \quad (2)$$

После выбивки отливки (t_k^I) начинается четвертая стадия, в течение которой температура по сечению кокиля выравнивается, занимая первоначальное положение. Цикл замыкается. Для четырех стадий были решены системы дифференциальных уравнений теплопроводности

$$\frac{\partial T_i(x,t)}{\partial t} = a_i \frac{\partial^2 T_i(x,t)}{\partial x^2}, \quad i = 1, 2, \dots \quad (3)$$

с соответствующими краевыми условиями. Разработанная математическая модель использовалась при составлении программы решения задачи на ЭЦВМ.

В качестве примера на рис. I приведено температурное поле отливки (АЛ4) и стального водоохлаждаемого кокиля (при расходе $Q_w = 130$ л/час). Данные расчета (кривые) хорошо согласуются с экспериментальными величинами (точки).



На рис. I. Температурное поле отливки и стального водоохлаждаемого кокиля (числа на кривых соответствуют времени в сек). Во второй стадии ($X_I = 15$ мм; $X_2 = 20$ мм; $X_3 = 2,5$ мм; $X_3 = 5$ мм)

КЕРАМИЧЕСКАЯ ФИЛЬТРОВАЛЬНАЯ СЕТКА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Качество будущей отливки в значительной степени определяется конструкцией и работой литниковой системы. Широкое распространение при литье ответственных деталей из серого чугуна получили литниковые системы с фильтровальными сетками.

Однако нормальная работа литниковой системы очень часто нарушается ввиду слабого сопротивления материала фильтровальной сетки размывающему действию металла.

Дело в том, что сетки изготавлиются из специальных стержневых смесей, имеющих недостаточно высокие прочностные характеристики. Разрушение сетки приводит к засору отливок, увеличению расхода через литниковую систему, следствием чего является брак по эрозии формы, к появлению разряжения в элементах литниковой системы, что ведет к аэрации потока металла и браку по газовым раковинам.

Перечисленные выше недостатки могут быть устранены путем изготовления фильтровальных сеток из достаточно стойких к размывающему действию расплавленного металла материалов.

В ходе исследований^I по созданию рациональных литниковых систем в качестве материала для изготовления фильтровальных сеток была использована керамика. (рис.1).

Стойкость керамических сеток и работа литниковых систем с фильтровальными сетками проверялись в условиях завода "Центролит" (г.Каунас).

Металлоемкость форм составляла для малой сетки - 20 кг., для большой сетки - 80 кг.

I. Исследования проводились на кафедре "Машины и технология литейного производства" БПИ.

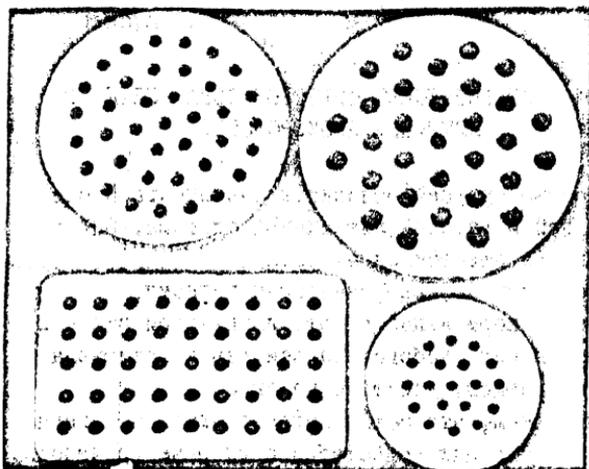


Рис. 1. Конструктивные варианты керамических фильтровальных сеток

При заводской технологии брак по вине литниковых систем для отливок корпуса тисков и подвижной губки составлял:

земляные раковины	- 25,3 %
шлаковые раковины	- 25,0 %
газовые раковины	- 35,7 % от общего брака

Результаты механической обработки опытных партий вышеназванных деталей, отлитых с применением литниковых систем с фильтровальными керамическими сетками, показали, что брак по указанным причинам удалось почти полностью ликвидировать. На основании проведенных испытаний Каунасский завод "Центролит" переводит конвейеры для мелкого и среднего литья на литниковые системы с керамическими фильтровальными сетками.

В настоящее время на Минском заводе автоматических линий успешно ведутся исследовательские работы по использованию керамических фильтровальных сеток для крупного станочного литья размером: 2 + 2,5 тонны. По результатам исследований на Минском фарфоровом заводе организован участок по производству керамических фильтровальных сеток.

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СВОЙСТВА СВЯЗУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ

Применяемые в литейном производстве связующие являются либо коллоидными растворами, либо растворами высокомолекулярных веществ, и воздействие внешнего электрического поля вызывает существенные изменения их физико-химических и технологических свойств.

Исследовалось влияние воздействия электрических полей на свойства водных растворов органических веществ (М 19-62, фенолопирт, сульфитно-спиртовая барда). Обработка связующих производилась в ячейке размером 60x100x30 мм, изготовленной из органического стекла. Между двумя медными электродами размером 100x60 мм, расположенными на противоположных стенках ячейки, создавалось постоянное или переменное электрическое поле, напряженность которого изменялась от 0 до 80 в/см при помощи лабораторного автотрансформатора.

Удельная электропроводность связующих веществ изучалась при помощи измерительного моста Р-38 и стандартной ячейки Х-38, которая термостатировалась при $20^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$.

Исследования pH проводились на приборе ЛПУ-01, электрокинетический потенциал определялся с помощью видоизмененного прибора Кена. Диэлектрическая проницаемость исследовалась на плоском конденсаторе на приборе Е 12-2 при частоте 1 000 гц.

Изменение вязкости исследовалось на вискозиметре ВЗ-1, краевой угол смачивания изучался путем проектирования капли связующего, нанесенной на кварцевую пластинку, на экран. Плотность определялась при помощи денсиметров.

Прочность пленки связующего на разрыв определялась методом отрыва кварцевых пластин. Время твердения связующих исследовалось по специально разработанной методике, основанной на измерении электрической проводимости связующего, изменяющейся в процессе твердения.

На величину изменения физико-химических и технологических свойств исследованных связующих веществ существенное влияние

оказывает ряд факторов, и, в первую очередь, род тока (постоянный, переменный), напряженность электрического поля и длительность его воздействия.

В табл. I представлены свойства, зарегистрированные через 5 минут после обработки связующих веществ на оптимальных режимах. Феноспирит, сульфитно-спиртовая барда и смола М I9-62 отверждались нагреванием до 220⁰С.

Свойства связующих веществ, изменившиеся в результате воздействия электрических полей, сохраняются в течение некоторого времени, а затем начинают восстанавливаться.

Исследования показали, что применение электрических полей позволяет значительно изменять технологические и физико-химические свойства связующих веществ, в результате чего можно существенно улучшить качество стержневых смесей и сократить расход дорогостоящих связующих веществ.

Т а б л и ц а I

Связующее вещество	Исходная плотность, г/см ³	Напряженность поля, в/см	Род тока	Время обработки, мин	Уд. электропроводность, ом ⁻¹ ·см ⁻¹	Электрокинетический потенциал, мв	Диэлектрическая проницаемость	рН	Плотность после обработки, г/см ³	Условная вязкость, сек	Краевой угол смачивания, град	Время твердения, мин	Уд. прочность пленки, г/см ²
М 19-62	1,240	0	-	-	$3,2 \cdot 10^{-5}$	-43,5	1,02	5,55	-	36,0	33,0	10,0	97,0
"	"	20	Постоянный	10	$4,5 \cdot 10^{-5}$	-75,0	1,10	6,22	1,220	32,0	28,0	7,5	145,0
"	"	20	Переменный	20	$4,4 \cdot 10^{-5}$	-48,0	1,14	5,57	1,217	30,4	27,0	6,6	140,0
Фенолоспирт	1,226	0	-	-	$3,5 \cdot 10^{-3}$	-87,5	1,07	8,02	-	38,3	22°30'	12,0	110,0
"	"	7	Постоянный	10	$4,0 \cdot 10^{-3}$	-140,0	1,19	8,52	1,216	35,6	15°00'	10,4	161,0
"	"	7	Переменный	10	$3,8 \cdot 10^{-3}$	-136,0	1,19	8,36	1,214	33,8	16°30'	7,3	147,0
ССБ	1,240	0	-	-	$1,45 \cdot 10^{-2}$	-17,4	1,09	3,23	-	14,8	33,0	15,0	90,0
"	"	3	Постоянный	5	$1,73 \cdot 10^{-2}$	-54,3	1,15	6,0	1,221	12,5	27,0	8,7	120,4
"	"	5	Переменный	5	$1,90 \cdot 10^{-2}$	-46,4	1,16	3,23	1,220	12,4	26,0	8,4	127,0

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗОНЫ ТЕПЛОВОГО УЗЛА СЛОЖНОЙ ОТЛИВКИ

Рассматривается затвердевание отливки типа равностенного угла (толщина стенок $2X_1$ м) в комбинированной форме (футерованный кокиль - стержень).

Коэффициент аккумуляции тепла стержня принимается равным β_2' , футеровки кокиля - β_2'' .

В области внутреннего угла, в стержне, на участке, равном глубине прогрева при затвердевании части отливки толщиной X_1' м, происходит наложение температурных полей. В пределах области наложения температурных полей фронт затвердевания отливки, прилегающей к данному участку формы, описывается уравнением параболы с показателем степени n_2' , равным показателю степени параболы температурного поля формы.

Глубина прогрева стержня равна

$$X_2' = \frac{n_2' + 1}{1 + \frac{\beta_2''}{\beta_2'} \sqrt{\frac{n_2''(n_2''+1)}{n_2'(n_2'+1)}}} \cdot \frac{\rho_1 \rho_2 \cdot 2X_1}{\rho_2' c_2' v_{кр}} \quad \text{м.} \quad (1)$$

В момент полного затвердевания участков, удаленных от угла, толщина затвердевшей корки (со стороны стержня) в области теплового узла составляет

$$x_1' = \frac{2X_1}{1 + \frac{\beta_2''}{\beta_2'} \sqrt{\frac{n_2''(n_2''+1)}{n_2'(n_2'+1)}}} \cdot \frac{v_{кр}'}{v_{кр}} \quad \text{м.} \quad (2)$$

где $v_{кр}'$ - избыточная температура кристаллизации над температурой формы в конце зоны наложения температурных полей.

Глубина прогрева футеровки (со стороны внешнего угла отлив-

ки) равна величине

$$X_2'' = \frac{n_2'' + 1}{1 + \frac{\beta_2'}{\beta_2''} \sqrt{\frac{n_2' (n_2'' + 1)}{n_2'' (n_2' + 1)}}} \cdot \frac{\rho_1 \alpha_1 2 X_1}{\rho_2'' c_2'' \nu_{кр.}} \quad \text{м.} \quad (3)$$

Со стороны внешнего угла фронт затвердевания описывается параболой с показателем степени n_2'' . Точка пересечения парабол для стыкующихся стенок находится на расстоянии X_I'' м от границы раздела участков толщиной X_I' и X_I'' и может быть определена из выражения

$$\frac{x_1'}{X_1'} = \left(1 - \frac{x_1''}{X_2''}\right)^{n_2''}. \quad (4)$$

Площадь сечения области незатвердевшего металла в узле при полном затвердевании удаленных участков составляет

$$S = 2 X_2' X_1' \left(1 - \frac{n_2'}{n_2' + 1}\right) + X_1'^2 - 2 \frac{X_2'' - X_1''}{n_2'' + 1} - X_1''^2 \quad \text{м}^2. \quad (5)$$

Как видно из рассмотренного, путем выбора состава формовочных материалов с различными теплофизическими свойствами можно в широких пределах регулировать не только скорость затвердевания элементов отливки, но и размер и область расположения зоны теплового узла сложной отливки.

КРИСТАЛЛИЗАТОР ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЧУГУНА

Для получения деталей станкостроения методами непрерывного литья необходимо разработать конструкцию кристаллизатора, обеспечивающего получение качественной отливки и обладающего надежными эксплуатационными свойствами. Попытки использования коробчатых кристаллизаторов из отдельных цельных стальных пластин размерами 400x400 мм не имели успеха из-за их коробления и появления в них трещин.

Для уменьшения термических напряжений в отдельных гранях кристаллизатора был разработан и испытан кристаллизатор, конструкция которого показана на рис.1.

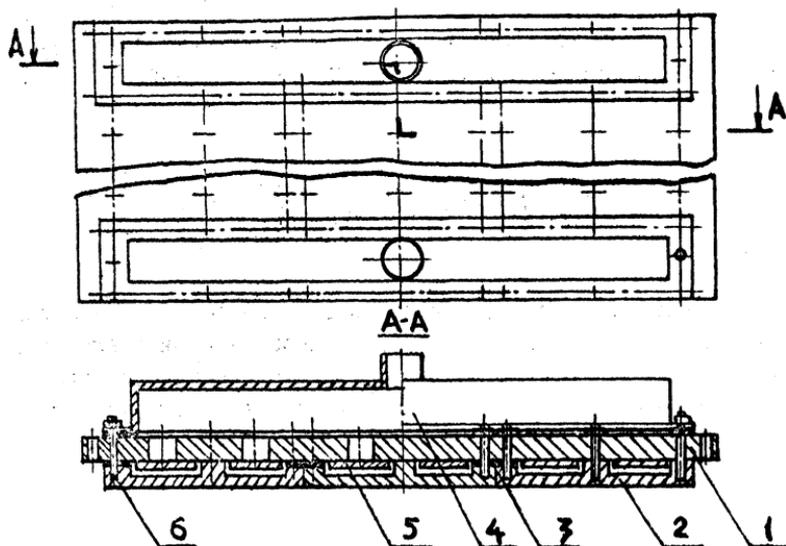


Рис.1. Конструкция сборного кристаллизатора

Кристаллизатор состоит из корпуса 1, трех рабочих пластин 2,

паронитовой прокладки 3, двух коллекторов 4, один из которых служит для подвода охлаждающей воды, другой — для отвода ее, и сменных прокладок 5, позволяющих регулировать скорость воды.

Корпус кристаллизатора изготавливается из стального листа толщиной 20 мм. Выбор такой большой толщины продиктован условиями жесткости, которой должен обладать корпус. Он воспринимает на себя термические нагрузки, возникающие в рабочих пластинах. Для подачи охлаждающей воды в каналы рабочих пластин в корпусе выполняли отверстия, суммарное сечение которых не меньше сечения канала. Материалом для корпуса может служить любая марка стали.

Рабочие пластины кристаллизатора 2 крепились к корпусу при помощи шпилек 6. Поверхность пластин изготавливалась по седьмому классу чистоты. Зазор между рабочими пластинами не должен превышать 0,5 мм. Увеличение зазора может повести за собой затекание жидкого металла и нарушить процесс. При сборке кристаллизатора необходимо соблюдать строгую параллельность швов. В качестве материала для рабочих пластин выбирались малоуглеродистые марки стали.

Кристаллизатор герметизировался паронитовыми прокладками, которые могут выдерживать более высокие температуры, чем резиновые.

К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК В ЧУГУННЫХ ОХЛАЖДАЕМЫХ КОКИЛЯХ

Процесс получения тонкостенных отливок в металлических охлаждаемых кокилях рассматривается в работе на примере чугунного кокиля, используемого на Слущком заводе сантехоборудования.

В работе рассматривается тепловой режим неохлаждаемого и охлаждаемого кокилей. Принципиальная схема установки приведена на рис.1. Коэффициент теплоотдачи α_2 на внешней поверхности оказывает существенное влияние на тепловой режим кокиля. Величина его зависит от рода охлаждающей среды, скорости движения среды, начальной температуры и температуры на внешней поверхности и других факторов. Интенсивность теплообмена существенно увеличивается за счет применения в качестве охлаждающей среды водяного пара при различных давлениях ее на входе в охлаждающую рубашку [1].

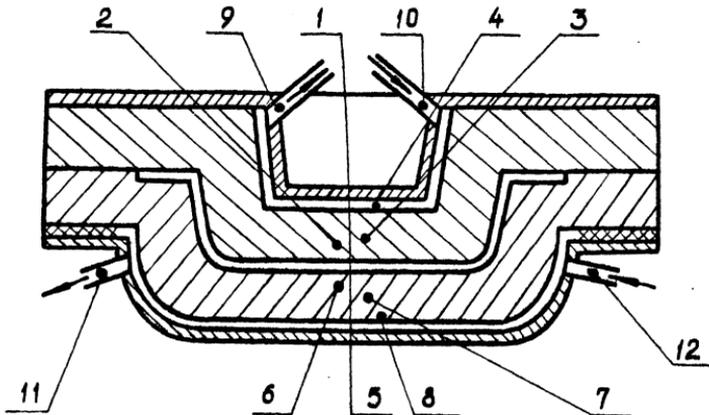


Рис.1. Принципиальная схема установки

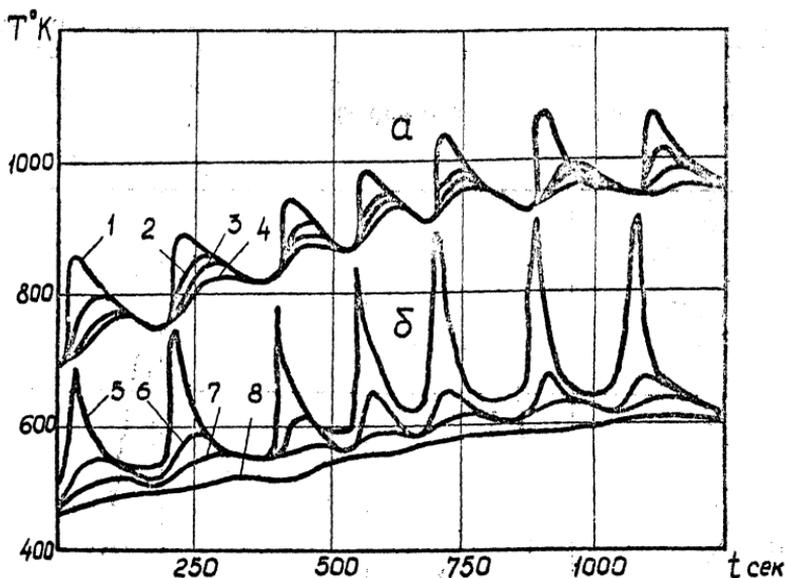


Рис.2. Температурное поле чугуна неохлаждаемого кокиля утюжницы

На рис.2, а, б приведены графики температурного поля неохлаждаемого кокиля для случая, когда толщина стенки по высоте кокиля для верхней полуформы составляла 24 мм, нижней - 162 мм. Кривые 1-4 соответствуют термометрам 1-4, зачеканенным на рабочей поверхности на расстоянии 5 и 8 мм от рабочей поверхности и на внешней поверхности верхней части кокиля. Кривые 5-8 характеризуют изменение температуры в нижней части кокиля на рабочей поверхности (кривая 5) на расстоянии 11 и 31 мм от рабочей поверхности (кривые 6 и 7) и на внешней поверхности (кривая 8). Температура на рабочей поверхности верхней части кокиля при продолжительности выливания 150-200 сек, как видно из графиков, достигает 1080 °К, нижней - 870 °К. В этих условиях верхняя часть кокиля значительно перегревается (на 150-200 градусов больше, чем нижняя). Это скажется на качестве отливки и стойкости кокиля.

В условиях вынужденного охлаждения верхней полуформы ее тем-

пература, как видно из рис.3, становится ниже температур нижней полуформы, охлаждающейся при естественной конвекции. Одновременно сокращается продолжительность цикла для верхней полуформы. При начальной температуре формы $T_{2нач} = 520-550^{\circ}K$ она составляет 100-120 сек (кривая 1), в то время как для нижней полуформы - порядка 180 сек при $T_{2нач} = 630-640^{\circ}K$ (кривые 2,3 и 4).

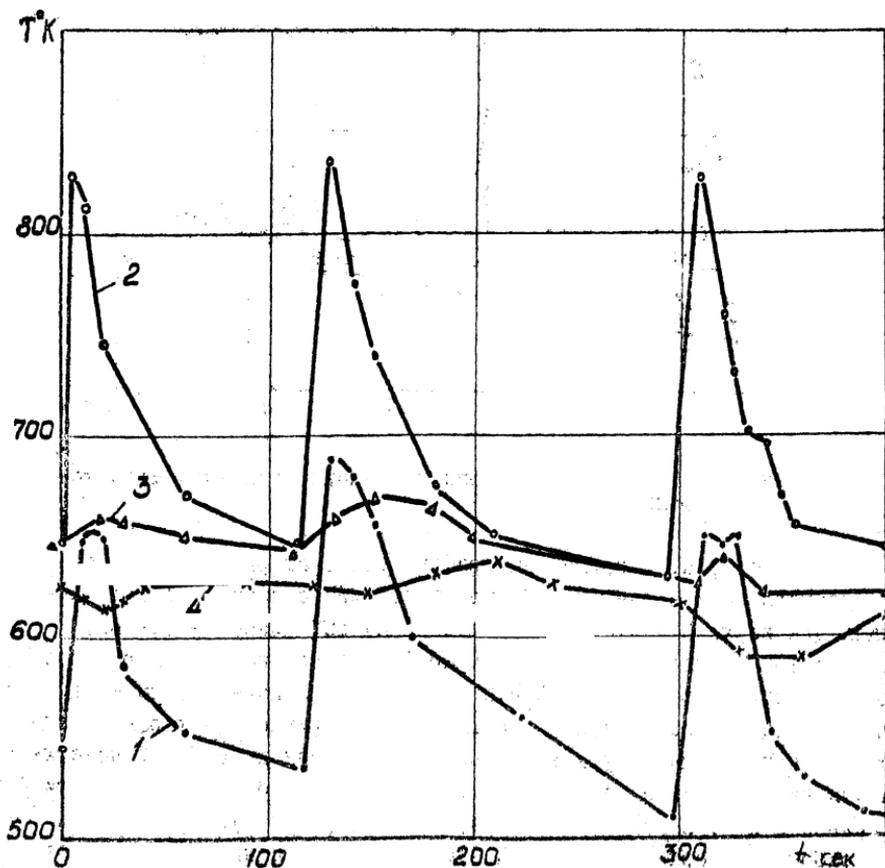


Рис.3. Температурное поле чугуна охлаждаемого кокиля утягивающей.

На основании опытов, проведенных на охлаждаемых и неохлаждае-

ных кокилях различных типоразмеров [1], разработан и прошел промышленное испытание на Слуцком заводе сантехоборудования чугунный охлаждаемый кокиль с охлаждением верхней и нижней полужорм, позволяющий стабильно получить качественные изделия с продолжительностью цикла 75-120 сек при начальных температурах формы 500-650 °К, что дает увеличение производительности труда примерно в 2-2,5 раза по сравнению с существующей технологией литья.

Л и т е р а т у р а

И. Жмакин Н.П., Кравченко Е.В., Качур Н.Н., Тюхай Г.Г. Исследование теплового режима чугунного охлаждаемого кокиля при литье тонкостенных изделий. В сб. "Прогрессивные технологические процессы в литейном производстве". Хабаровск, 1972.

СТОЙКОСТЬ ЧУГУННЫХ КОКИЛЕЙ ПРИ ИСКУССТВЕННОМ
ОХЛАЖДЕНИИ

В работе приводятся результаты исследований стойкости чугунных кокилей в зависимости от особенностей теплового режима литья при искусственном охлаждении. Отсутствие данных по этому вопросу затрудняет выбор оптимальных режимов эксплуатации металлических форм. Вместе с тем при соответствующих значениях коэффициента теплоотдачи на охлаждаемой поверхности кокиля можно значительно повысить производительность процесса литья без заметного снижения стойкости материала.

Термическая стойкость кокилей оценивалась по результатам испытаний чугунов на термическую усталость в условиях, близких к тепловой работе формы и величине возникающих при этом термических напряжений.

На специальной автоматической установке, позволяющей моделировать циклический режим работы кокиля с применением искусственного охлаждения, была исследована термическая стойкость серого чугуна СЧ21-40 следующего химического состава: 93,85 Fe ; 3,15 %C; 0,7 % Mn ; 0,13 % P ; 0,05 % S . Испытанию подвергались образцы кольцевой формы внешним диаметром $d_1 = 30$ мм, внутренним - $d_2 = 16$ мм и высотой $h = 5$ мм, которые предварительно отжигались для снятия остаточных напряжений. Такое соотношение размеров позволяет получить в образце плоское напряженное состояние, что облегчает расчет термических напряжений, а также определение числа и размеров трещин. Нагрев образцов осуществлялся в расплаве АД-4 при температуре 750 °C с последующей выдержкой на воздухе при постоянно действующем охлаждении со значением коэффициента теплоотдачи на внутренней поверхности образца, равном 1000-1200 вт/м². град. Температурное поле по сечению образцов измерялось потенциометром ЭПП-09М хромель-алюмелевыми термопарами 0,2 мм. Число и размер трещин определялись на микроскопе МИМ-7.

Установлено, что образование трещин начинается с наружной и внутренней поверхностей, где возникают наибольшие по абсолютной величине тангенциальные температурные напряжения. Дальнейшее развитие трещин происходит по включениям графита.

Т а б л и ц а 1

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ НА СТОЙКОСТЬ
ЧУГУНА СЧ21-40

Максимальная температура наружной поверхности, T_{\max} , $^{\circ}\text{C}$	начальная температура, $^{\circ}\text{C}$	Максимальный перепад, град	Средняя температура образца, $^{\circ}\text{C}$	Предел упругости, $\text{кг}/\text{мм}^2$	Тангенциальные напряжения, $\text{кг}/\text{мм}^2$		Число трещин на единицу длины, м		Число тепло-смен
					внутренняя поверхность	наружная поверхность	внутренняя поверхность	наружная поверхность	
300	200	50	256	18,2	+ 4,2	- 4	60	22	2000
500	200	195	380	13,0	+13,2	-17	190	43	2000
700	200	240	525	4,5	+17,6	-17,6	100	160	2000
500	100	220	293	16,0	+17,1	-17,2	212	160	3000
500	200	195	380	13,0	+13,2	-17	203	96	3000
500	300	160	400	12,25	+12,3	-12,3	80	53	3000
500	400	70	445	9	+5,25	-5,25	120	86	3000
700	100	275	514	5	+20,6	-20	380	245	3000
700	200	240	525	4,5	+17,6	-17,6	240	170	3000
700	300	200	560	4,05	+14,35	-14,35	220	128	3000
700	400	170	562	4,0	+10,3	-14,4	140	85	3000
700	500	130	576	3,5	+7,8	-7,8	145	96	3000

С другой стороны при высокой интенсивности охлаждения в кокиле увеличиваются градиенты температуры. При исследованных режимах охлаждения максимальная температура кокиля влияет на стойкость кокилей в большой степени, чем неравномерность температурного поля. Поэтому при соответствующих тепловых режимах работы стойкость охлаждаемых чугуновых кокилей может иметь то же значение, что и неохлаждаемых, а в некоторых случаях даже повышаться.

Л и т е р а т у р а

1. А б р а м о в В.В. Остаточные напряжения и деформации в металлах. М., Машгиз. 1963.

2. К о д ю б и н с к и й О.Ю. Пластичность чугуна при повышенных температурах. "Литейное производство", 1958, № 3.

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОТДАЧИ ПОВЕРХНОСТИ КОКИЛЯ
В УСЛОВИЯХ НЕСТАЦИОНАРНОГО РЕЖИМА

Расчет процессов теплопереноса между отливной и кокилем предполагает знание коэффициента теплоотдачи на внутренней и внешней поверхностях металлической формы в процессах ее нагрева и охлаждения. Для расчета предположим, что процесс распространения тепла в кокиле носит одномерный характер и описывается дифференциальным уравнением теплопроводности Фурье-Кирхгофа с граничными условиями первого рода.

Осуществим пересчет граничных условий. По известным из опыта граничным условиям первого рода определим граничные условия третьего рода. Для решения задачи воспользуемся функцией Грина [1]. Построение функции Грина проведем с помощью δ - функции Дирака. Исходное уравнение для функции Грина при граничных условиях запишется в следующем виде:

$$L = -\frac{\partial G}{\partial x} + \frac{\partial^2 G}{\partial x^2} = -\delta(x-x', t-t'), \quad (1)$$

$$G|_{x=0} = 0 ; \quad G|_{x=l} = 0 \quad (2)$$

Умножая обе части уравнения (1) на обратный оператор L^{-1} , найдем, что функция Грина может быть связана с δ - функцией с помощью следующего символического равенства:

$$G(x, x', t, t') = L^{-1} \delta(x-x', t-t'). \quad (3)$$

Для вычисления обратного оператора воспользуемся представлением δ - функции через систему ортонормированных функций. В случае конечного промежутка изменения переменной имеем для δ - функции разложение по собственным функциям

$$\mathcal{S}(x-x') = \sum_{n=0}^{\infty} \varphi_n(x) \varphi_n^*(x'), \quad (4)$$

где $\varphi_n(x)$ - нормированная собственная функция на данном промежутке изменения переменной;

$\varphi_n^*(x')$ - сопряженная с φ_n функцией.

Определяем функцию $\varphi_n^*(x')$ из решения задачи Штурма-Лиувилля. После некоторых преобразований, используя теорему Коши, получим окончательное выражение для функции Грина в виде

$$G = \frac{2}{\ell} \sum_{\mu} \cos \mu x \cos \mu x' e^{-a\mu_n^2(t-t')}. \quad (5)$$

С помощью функции Грина решение дифференциального уравнения Фурье-Кирхгофа (I) можно представить следующим образом:

$$\begin{aligned} T(x, t) &= \int_0^t \varphi(t') \left. \frac{\partial G}{\partial x'} \right|_{x'=x} dt' = \\ &= \frac{2a}{\ell} \int_0^t \varphi(t') \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n+1} \mu_n \cos \mu_n x e^{-\mu_n^2 a(t-t')} dt'. \end{aligned} \quad (6)$$

В соответствии с граничными условиями третьего рода из выражения (6) получим

$$q(x, t) = \frac{x^2 \lambda}{2\ell} \sum_{n=1}^{\infty} (2n-1)^2 \int_0^{F_0} \varphi(t') e^{-\frac{(2n-1)^2}{4} x^2 (F_0 - F_0')} dF_0'. \quad (7)$$

Разделив обе части уравнения (7) на разность температур $(T_{II} - T_c)$ поверхности кокля и среды, определим коэффициент теплоотдачи α . Для вычисления тепловых потоков и коэффициентов теплоотдачи согласно формуле (7) была составлена программа для ЭЦМ.

Л и т е р а т у р а

1. Курант Г., Гильберт Д. Методы математической физики. Н.-Л., 1933.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОвого ПОТОКА ЧЕРЕЗ КРИСТАЛЛИЗАТОР
ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТЕПЛОВОЙ НАГРУЗКЕ В УСЛОВИЯХ
НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ**

Особенностью существующих способов непрерывного литья металлов и сплавов является циклическое движение отливки относительно кристаллизатора. Режим движения отливки обуславливает циклические тепловые нагрузки на рабочую поверхность кристаллизатора, которые вызывают изменение температуры рабочей поверхности по определенному периодическому закону; температура водоохлаждаемой поверхности практически остается постоянной.

Определим температурное поле плоской стенки кристаллизатора, которая с одной стороны имеет постоянную температуру, а температура другой ее поверхности изменяется по гармоническому закону.

Для вывода формулы используем дифференциальное уравнение теплопроводности

$$\frac{\partial T(x; t)}{\partial t} = a_1 \frac{\partial^2 T(x; t)}{\partial x^2} \quad (1)$$

Задача сводится к решению уравнения (1) при граничных условиях первого рода. Определение температуры стенки кристаллизатора на рабочей поверхности при непрерывных процессах литья представляет значительные трудности. Температура же внутри стенки кристаллизатора в любой его точке, в том числе и в непосредственной близости от рабочей поверхности, может быть легко определена с достаточной точностью. В связи с этим граничное условие задано не на самой рабочей поверхности кристаллизатора, а на некотором расстоянии X_1 от нее. Полученное решение распространено на всю толщину стенки кристаллизатора X_2 и, таким образом, установлен закон изменения температуры во времени в любой точке кристаллизатора, в том числе и на рабочей поверхности.

Граничные условия запишутся в следующем виде:

$$T(0; t) = T_{x_{1cp}} + A \cos(\omega t - \varepsilon); \quad (2)$$

$$T(x_2'; t) = T_3 = \text{const}, \quad (3)$$

где $x_2' = x_2 - x_i$.

Примем среднее распределение температур в стенке кристаллизатора прямолинейным

$$T(x; 0) = T_{x_i \text{ ср.}} - \frac{T_{x_i \text{ ср.}} - T_3}{x_2'} \cdot x. \quad (4)$$

Для процесса с установившимися колебаниями температуры с периодом $2\pi/\omega$ решение уравнения (I) с граничными условиями (2) и (3) и начальным условием (4) имеет вид [1]

$$T(x; t) = T(x; 0) + A \exp\left[-x\left(\frac{\omega}{2a_2}\right)^{1/2}\right] \cos\left[\omega t - x\left(\frac{\omega}{2a_2}\right)^{1/2} - \varepsilon\right]. \quad (5)$$

В реальных процессах непрерывного литья тепловые воздействия на стенку кристаллизатора носят периодический, но не гармонический характер. В этом случае граничное условие на расстоянии x_i от рабочей поверхности кристаллизатора запишется в виде [2]

$$T_1(0; t) = T_{x_i \text{ ср.}} + \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos(n\omega t - \varepsilon_n). \quad (6)$$

Тогда решение дифференциального уравнения (I) с граничными условиями (3) и (6) и начальным условием (4) по аналогии с (5) получим в виде

$$T(x; t) = T(x; 0) + \sum_{n=1}^{\infty} A_n \exp\left[-x\left(\frac{n\omega}{2a_2}\right)^{1/2}\right] \cos\left[n\omega t - x\left(\frac{n\omega}{2a_2}\right)^{1/2} - \varepsilon_n\right]. \quad (7)$$

Из выражения (7) видно, что изменение температуры в произвольной точке x представляет собой циклическое изменение температуры с периодом $2\pi/\omega$ около соответствующего среднего

значения.

Рассмотрим теперь изменение удельного теплового потока (q_{2n}) на рабочей поверхности кристаллизатора. По закону Фурье

$$q_{2n} = -\lambda_2 \frac{dT}{dx} \quad (8)$$

При гармонических колебаниях температуры рабочей поверхности кристаллизатора на основании выражений (5) и (8) формулу для определения теплового потока получим в виде

$$q_{2n} = \frac{\lambda_2}{x_2} (T_2 - T_3) + A' \cdot \beta_2 \sqrt{\omega} \cos \left(\omega t + \frac{\pi}{4} - \varepsilon \right), \quad (9)$$

где

$$\beta_2 = \sqrt{\lambda_2 c_2 \gamma_2} \quad - \text{коэффициент аккумуляции тепла материалом кристаллизатора.}$$

Выражение для удельного теплового потока на рабочей поверхности кристаллизатора при циклических, но не гармонических тепловых воздействиях на его стенку, на основании уравнений (7) и (8) запишется следующим образом:

$$q_{2n} = \frac{\lambda_2}{x_2} (T_2 - T_3) + \sum_{n=1}^{\infty} A'_n \beta_2 \sqrt{n\omega} \cos \left(n\omega t + \frac{\pi}{4} - \varepsilon_n \right) \quad (10)$$

Полученные решения были использованы для теплового расчета кристаллизатора при литье тонкостенных труб диаметром 102 мм методом непрерывного намораживания [3]. На рис. 1, а, б показано изменение удельного теплового потока на рабочей поверхности кристаллизатора в течение одного цикла в зоне периодического контакта стенки кристаллизатора с жидким металлом. Кривые 1 рассчитаны по формуле (10), кривые 2 - по формуле (9). Из рисунков видно, что при ведении процесса литья с достаточно большой частотой ($\omega \gg 12,56 \text{ сек}^{-1}$) определение удельного теплового потока на рабочей поверхности кристаллизатора допустимо производить по более простой формуле (9). При этом относительная погрешность в определении максимального удельного теплового потока не превышает 5-6% (рис. 1, а). При малых частотах вытяжки определение удельного теплового потока по формуле (9) может привести к значительной ошибке

(рис.1б).

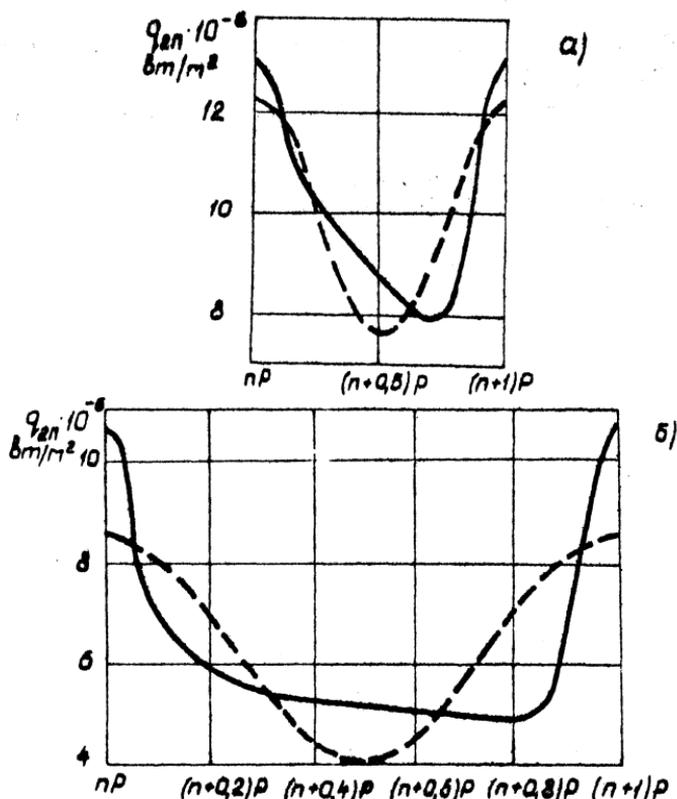


Рис.1. Изменение удельного теплового потока в течение одного цикла при литье стали:
а - $\omega = 12,56 \text{ сек}^{-1}$; $P = 0,5 \text{ сек}$;
б - $\omega = 3,14 \text{ сек}^{-1}$; $P = 2,0 \text{ сек}$.

Возможность дифференцированного определения теплового потока в течение одного цикла позволяет произвести расчет затвердевания начальной корки отливки по истинным значениям теплового потока при различных технологических параметрах литья.

Полученные решения могут быть использованы для теплового расчета других литейных форм, работающих при циклических тепловых

нагрузках: кокилей, изложниц для центробежного литья, пресс-форм для литья под давлением и др.

Л и т е р а т у р а

1. К а р с л о у Г., Е г е р Д. Теплопроводность твердых тел. "Наука", 1964.

2. С е р е б р е н н и к о в М.Г. Гармонический анализ. М.-Л., Гостехтеориздат, 1948.

3. В е й н и к А.И., Т у т о в В.И. Литье труб методом на-
моразивания. Киев, Сб. "Машиностроение", № I. 1964.

ОХЛАЖДЕНИЕ ЛЕНТЫ, ЗАТВЕРДЕВШЕЙ НА ВАЛКЕ-КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Устойчивое получение непрерывной плоской отливки методом намораживания возможно только при создании соответствующих тепловых условий как в зоне формирования ее из жидкого металла, так и в зоне охлаждения твердой ленты вместе с кристаллизатором.

Непосредственно на выходе из расплава алюминиевая корочка имеет температуру, близкую к температуре кристаллизации алюминия $T_{кр}$. По данным работы [1], в конце зоны охлаждения температура алюминиевой полосы, отливаемой со скоростью $\omega = 0,02$ м/сек, достигает 720°К , а лента, полученная на установке RSC со скоростью $\omega = 0,1$ м/сек удаляется при температуре 770°К . Следовательно, на участке охлаждения должны существовать такие условия отвода тепла, чтобы к моменту съема непрерывная отливка приобретала достаточную прочность и удалялась без поперечных трещин.

Максимально допустимую температуру съема алюминиевой ленты можно определить, пользуясь графиками из работ [2, 3]. Прочность охлаждающегося алюминия резко повышается при температурах ниже $910-912^\circ\text{К}$. Чтобы избежать образования горячих трещин в непрерывной ленте, ее следует охлаждать на кристаллизаторе до температур, лежащих ниже температурного интервала хрупкости (ТИХ), в котором пластичность сплавов остается минимальной. В приведенных работах ТИХ для технического алюминия составляет $912-922^\circ\text{К}$, для сплава АМц - $910-925^\circ\text{К}$, для сплава АМг-3 - $865-900^\circ\text{К}$. Ленты из сплавов алюминия должны охлаждаться на валке более продолжительное время, чем ленты из чистого алюминия.

При охлаждении ленты на валке-кристаллизаторе интенсивность теплообмена на одной и другой ее поверхностях различна (несимметричная задача), Коэффициент теплоотдачи к окружающему воздуху обозначим через α_1 , а к валку - через α_2 . Считаем, что лента на выходе из жидкого металла характеризуется равномерно распределенной температурой $T_{кр}$.

Из уравнения баланса, связывающего общее количество тепла, теряемого лентой при охлаждении на кристаллизаторе, и теплоту, отводимую в окружающую среду и в валок, получаем время охлаждения

$$t - t_n = \frac{\xi \rho_1 C_1}{\alpha_1 + \alpha_2} \ln \frac{\alpha_1 (T_{кр} - T_c) + \alpha_2 (T_{кр} - T_{2п})}{\alpha_1 (T_{кр} - T_c) + \alpha_2 (T_{кр} - T_{2п})} \text{ сек,}$$

где ξ - толщина ленты; ρ_1 - плотность металла; C_1 - теплоемкость металла; T_c - температура среды; $T_{кр}$ - температура ленты; $T_{2п}$ - средняя температура поверхности вала в зоне охлаждения.

Минимальное время охлаждения можно определить, если вместо $T_{кр}$ подставить значение нижнего предела ТИХ. Этот параметр позволяет правильно выбрать место расположения механизма для удаления ленты из установки, а также корректировать диаметр кристаллизатора.

Подсчитано, что коэффициент теплоотдачи α_1 в условиях проведения экспериментов не превышал 18-20 вт/(м².град), а величина α_2 достигала 480-500 вт/(м².град).

Расчеты показывают, что кристаллизатором отводится подавляющее количество тепла, теряемого отливкой в установке. В результате время охлаждения ленты определяется главным образом временем ее контакта с валком.

Л и т е р а т у р а

1. E. Germann. Neues auf dem Gebiete des stranggiesens Metall, Bd. 18, 1964, №9

2. Б о ч а й М.П., П р о х о р о в Н.Н. Механические свойства алюминиевых сплавов в интервале температур кристаллизации при сварке. "Литейное производство", № 2, 1958.

3. П р о х о р о в Н.Н. Технологическая прочность металлов при сварке. М., Профиздат. 1960.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ТЕПЛОМАССОБМЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РТУТНО-СУРЬЯНОГО КОНЦЕНТРАТА

В технологической цепи обработки ртутно-сурьмяного концентрата — продукта обогащения одноименных руд — важной подготовительной операцией является сушка. Для обоснования выбора метода сушки и расчета кинетики процесса наряду с физико-химическими свойствами материала необходимо знать также его тепломассообменные характеристики и гигроскопические свойства. С целью экспериментального исследования последних величин в условиях атмосферного давления тензиметрическим методом и в условиях вакуума на специальной вакуум-сорбционной установке с пружинными кварцевыми весами определялись значения равновесного влагосодержания U_p ртутно-сурьмяного концентрата при различных температурах t и относительных влажностях φ воздуха.

По полученным данным были построены изотермы сорбции, которые по своему характеру не отличаются от типичных аналогичных кривых для других материалов. Хотя ртутно-сурьмяный концентрат поглощает влагу в незначительных количествах, скорость поглощения оказалась довольно высокой. Так, предельное влагосодержание, полученное при $t = 30^\circ\text{C}$ и $\varphi = 95\%$ в случае использования вакуум-сорбционного метода, составило всего лишь 1,4%. При более низких t и φ получены еще меньшие значения U_p . Что касается скорости поглощения, то при тензиметрическом методе уже через несколько суток устанавливалось равновесное влагосодержание, а при вакуум-сорбционном еще быстрее — через 1 — 2 часа.

Однако изотермы сорбции, полученные в вакууме и в атмосферных условиях, различаются между собой. Причем значения U_p в первом случае получены значительно более высокими. Для вышеприведенных условий при тензиметрическом методе получено U_p равным 0,85%. Отмеченное различие вызвано несколькими причинами. В условиях вакуума водяные пары контактируют непосредственно с материалом, так как в микрокапиллярах отсутствует воздух. В атмосферных условиях заземленный воздух препятствует процессу сорбции и, кроме того, сам поглощает некоторую часть водяного пара, уменьшая тем

самым долю влаги, поглощенной материалом. Следует также учитывать, что в условиях вакуума общее давление является переменной величиной, зависящей от относительной влажности воздуха.

Как известно, при сушке материала теплота расходуется не только на испарение влаги, но также на преодоление энергии связи влаги с материалом E . Причем величина E зависит от формы связи влаги с материалом и с понижением его влагоудержания увеличивается, и наоборот. У поверхности материала, насыщенной влагой, т.е. когда $\varphi = 1$, $E = 0$.

Работа, которую необходимо затратить для разрушения связи одного кгмоля воды с материалом, определяется по формуле

$$L = -R_{\mu} T \ln \varphi = -E, \quad (1)$$

где R_{μ} - универсальная газовая постоянная.

Расчет, выполненный по формуле (1), при различных значениях T и φ с использованием наших экспериментальных данных показал, что при влагосодержании $u > 1,2\%$ ($t = 30^{\circ}\text{C}$) расход тепла на преодоление энергии связи влаги с материалом не превышает 5% от общего расхода тепла на сушку и поэтому его можно не принимать во внимание. При снижении же влагосодержания в интервале $u = 1,2 \pm 0,0\%$ расход тепла на преодоление энергии связи влаги с материалом уже составляет в среднем 9,2% от общего расхода тепла и, следовательно, это тепло необходимо учитывать.

В гигроскопической области потенциалом влагопереноса является химический потенциал μ . Его величина численно равна энергии связи влаги с материалом E . На основе полученных изотерм сорбции и рассчитанных значений химического потенциала переноса была построена зависимость $\mu = f(u)_T$ для различных температур, имевших место в опытах. Указанная зависимость была использована для определения одного из основных коэффициентов переноса - удельной изотермической массоемкости C'_m . Ее величина определялась по формуле

$$C'_m = \left(\frac{d\mu}{du} \right)_T \quad (2)$$

путем графического дифференцирования зависимости $\mu = f(u)_T$.

Анализ полученных значений показывает, что C_m' для ртуть-сурьмяного концентрата зависит как от влагосодержания материала, так и температуры, увеличиваясь с повышением каждой из указанных величин. Так, например, при $t = 60^\circ\text{C}$ в интервале $U_p = 0,2 \cdot 10^{-2} + 0,8 \cdot 10^{-2}$ кг/кг удельная изотермическая массоемкость возрастает почти по прямой от $0,6 \cdot 10^{-9}$ до $2,6 \cdot 10^{-9}$ кгмоль/дж.

Таким образом, ввиду значительного различия значений U_p , полученных тензиметрическим и вакуум-сорбционным методами, а следовательно, и вычисляемых тепломассообменных характеристик, последние следует применять при соответствующих давлениях.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ КОЛЕБАНИЯ ГАЗОВОЙ СМЕСИ В ОГНЕВОМ КАНАЛЕ

Экспериментальные исследования вибрационного горения в газовых горелках инфракрасного излучения [1] показали, что при определенных параметрах горелок и газозвоздушных смесей появляются релаксационные колебания нагретой смеси с частотой порядка 20 гц.

Согласно данным [2], частота колебаний при горении связана с температурой стенок канала, температурой смеси и нормальной скоростью распространения пламени v_t . Условие начала колебания соответствует равенство $v_t = v_{bg}$. Однако это справедливо для огневых каналов, имеющих диаметр критического. Критическим называется минимальный диаметр, через который может проскакивать пламя, определяемый зоной гашения. Величина зоны гашения пламени у стенки канала зависит от скорости изменения концентрации активных центров у стенки канала, которая, в свою очередь, зависит от зарождения и гибели таких центров на стенке.

Особенностью процесса вибрационного горения [1] является то, что диаметр канала, в котором наблюдались колебания для природного газа ($d = 1,75$ мм) меньше критического, т.е. горение в канале могло проходить в ограниченной зоне, обусловленной зоной гашения.

Предполагая, что во время поджига смеси на передней кромке канала ($x = +0$) горячая газозвоздушная смесь проникает в канал на глубину $x_{np} = f(Q_n)$, где Q_n - температура, достаточная для поджига, и гаснет, так как $d \leq d_{кр}$, а затем выдувается свежей газозвоздушной смесью со скоростью v_{bg} , равной скорости вдува, получим, что период релаксационных колебаний будет равен

$$T = \frac{x_{pe} Q_n}{v_{bg}} \quad (I)$$

Время проникновения огоревшей смеси в каналах значительно меньше (I) и не учитывается.

Глубина проникновения определяется из уравнения

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} + \bar{v}(t) \frac{\partial \theta}{\partial x} = \frac{2\alpha}{R^2} (\theta_0 - \theta), \quad (2)$$

где

$$\theta = \frac{\bar{T} - T_0}{T_1 - T_0} \quad T_0 = 20^\circ\text{C} \quad T_1 = 800^\circ\text{C},$$

а \bar{T} равна среднему по сечению значению температуры.

Уравнение (2) было решено при начальном и граничном условиях, в соответствии с данными [1]

$$\theta_0(0, x) = \exp(-1,75x),$$

$$\theta(t, 0) = 1$$

с помощью преобразований Лапласа по переменной x . Глубина проникновения изотермы $\theta_n = \text{const}$ получена в виде

$$x_{np} = -0,57 \ln \frac{\theta_n e^{\frac{2\alpha}{R^2} t}}{e^{1,75L(t)} \left[1 + \frac{2\alpha}{R^2} \int_0^t e^{-1,75L(t')} dt' \right]} \quad (2)$$

для промежутка времени, когда сгоревшая смесь движется в сторону вдува ($x \rightarrow +\infty$)

$$L(t) = \int_0^t \bar{v}(t') dt'$$

$$\bar{v}(t) = v_c \exp\left(-\frac{\delta v}{R^2} t\right) - v_{eg} \left[1 - \exp\left(-\frac{\delta v}{R^2} t\right) \right] > 0,$$

где v_c - пропорциональна неустановившейся скорости горения.

Был проведен расчет согласно [2] при следующих параметрах:

$\nu = 0,135 \text{ см}^2/\text{сек}$, $R = 0,075 \text{ см}$, $\Theta_n = 0,61$ ($\bar{T} = 500^\circ\text{C}$), $v_{\text{вз}} = \dots \text{ м/сек}$.

Глубина проникновения и частота релаксационных колебаний, получено $\alpha_{\text{пр}}(0,61) = 0,25 \text{ см}$ и соответственно $f = 20 \text{ гц}$.

Л и т е р а т у р а

1. Б р ю х а н о в О.Н. Сб. "Прикладные вопросы теории горения", Калининград, 1971.

2. П о д ы м о в В.Н. Сб. "Пульсационное горение", Челябинск, 1968.

АННУЛЯРНЫЙ ЭФФЕКТ

Известен так называемый аннулярный эффект Ричардсона [1], описанный в [2]. Это явление наблюдается при колебаниях жидкости в трубе, вызванных периодическим изменением перепада давления, и состоит в том, что максимум среднего по времени квадрата скорости лежит вблизи границы на расстоянии, удовлетворяющем соотношению

$$\beta(R - r_m) \approx 2,28, \quad (1)$$

где

$$\beta = \sqrt{\frac{\omega}{2v}}$$

Распределение скорости обладает свойством, характерным для пограничного слоя. При значительных радиусах трубы $R\beta \gg 1$ колебания жидкости происходят без трения, а средний по времени квадрат скорости равен согласно [2]

$$\langle v^2 \rangle = \frac{f_0^2}{2\omega^2} \left\{ 1 - 2\sqrt{\frac{R}{r}} e^{-\beta(R-r)} \cos \beta(R-r) + \frac{R}{r} e^{-2\beta(R-r)} \right\} \quad (2)$$

Выражение (2) имеет максимум для значения $\beta(R-r)$, удовлетворяющего трансцендентному уравнению

$$\cos \beta(R-r) + \sin \beta(R-r) = e^{-\beta(R-r)} \quad (3)$$

Соотношение (1) есть решение (3).

Функция профиля скорости вторичного акустического течения, возникающего при поперечных колебаниях стенки канала, согласно [3], имеет вид

$$\Phi = [4\beta^2 h^2 n_1 (1 - n_1) - 2S + \frac{1}{2}E + \frac{\beta}{K}(C - S - 1) + 1 - C],$$

где

$$n_1 = \frac{z}{2h}, \quad S = e^{-\beta z} \sin \beta z, \quad C = e^{-\beta z} \cos \beta z, \quad E = (1 - e^{-2\beta z}),$$

K - волновое число поперечной волны и была просчитана на ЭВМ для плоского канала высотой $2h = 0,15$ см. Результаты расчета сведены в таблицу I.

Т а б л и ц а I

ω сек ⁻¹	$(R - r_m) \cdot 10^{-4}$ м	β м ⁻¹	$\beta (R - r_m)$
1265	0,6	25152	1,5
3126	0,375	35534	1,5
4366	0,3	46723	1,4

Результаты расчета показывают, что аннулярный эффект должен наблюдаться и при течениях в капилляре, возникающих при поперечных колебаниях его стенок на собственной частоте. Профиль скорости вторичного течения в отличие от первичного, возникающего при периодическом перепаде давления, будет больше прижат к стенке канала.

Л и т е р а т у р а

1. E. Richardson, E. Tyler, Proc. Phys. Soc., London, 42, 4, 4929
2. Ш л и х т и н г Г. Теория пограничного слоя. "Наука", 1969.
3. К о н о в а л о в Е. П., Кан Д. Л. ДАН ВССР, 17, № II, 1973.

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ ТЕРМОДИНАМИКИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРЕССОВАНИИ

В ряде работ по изучению физико-химических превращений при ударно-волновом нагружении среды отмечается двойственное влияние тепловых эффектов.

Установлено, что по мере увеличения пористости температура на фронте ударной волны быстро возрастает. Выделяемое при этом тепло может привести к плавлению или разложению вещества, структурным или фазовым превращениям, а также служит предпосылкой к возникновению сильных деформаций на границах зерен.

Кроме того, сильное тепловыделение иногда приводит к отжигу новообразовавшихся фаз или дефектных структур.

В настоящее время практически отсутствуют общепринятые представления, объясняющие целый ряд физико-химических превращений, фазовых переходов и других структурных изменений в ударных волнах. Это в первую очередь вызвано отсутствием необходимых экспериментальных данных по влиянию параметров ударного сжатия, в частности температуры на фронте ударной волны на процессы превращений.

Принимая во внимание вышесказанное, нами была предпринята попытка оценить температуру на ударной волне расчетным путем, исходя из предварительного расчета параметров на фронте ударной волны методом обобщенной ударной адиабаты [2].

По аналогии с работой [2] температура вдоль ударной адиабаты определялась посредством решения уравнения

$$\Delta E_T = \int_{T_0}^T C_V dT = \frac{U^2}{2} - \int_0^U p_x dV$$

совместно с уравнением состояния $(\rho/\rho_0) = \text{const}$,

где ΔE_T - прирост тепловой части внутренней энергии;

C_V - удельная теплоемкость;

T_0 и T - соответственно начальное и текущее значение температуры;

U - массовая скорость;

$P_x(V)$ - изотерма вещества;
 Γ - коэффициент Грюнайзена.

Для решения этой задачи был использован метод последовательных приближений. В качестве нулевого приближения было принято, что изотерма $P_x(V)$ совпадает с ударной адиабатой $P(V)$.

Результаты расчета, выполненные на ЭВМ "Минск-22", представлены на рис. I в виде графика в координатах давление-температура.

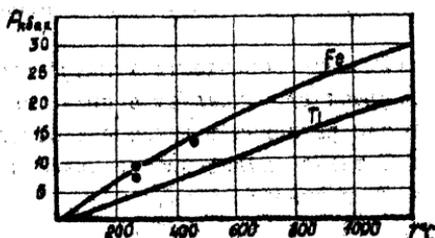


Рис. I. Ударные адиабаты порошков железа, титана в P-T координатах (точки на графике соответствуют экспериментальному определению температуры (3))

На основании проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1. Температура порошков, железа и титана достигает при взрывном прессовании 600-700⁰C при давлениях на фронте ударной волны до 20 кбар.

2. Имеет место удовлетворительное совпадение результатов расчета и эксперимента.

Л и т е р а т у р а

1. Б а ц а н о в С.С. Физико-химия ударного сжатия. Изд. СО АН СССР, серия химических наук, № 14, вып. 6, 1967.
2. А ф а н а с е н к о в А.Н., Б о г о м о л о в В.М., В о с к о б о й н и к о в И.М. Критические давления инициирования взрывчатых веществ, Взрывное дело № 68/25. М., "Недра". 1970.
3. К у з н е ц о в В.Л., П и к у с И.М., Р о м а н О.В. В сб. "Прогрессивная технология машиностроения", Минск, "Высшая школа". 1972.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ
ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Данная работа проводилась с целью изучения вопроса горячего гидродинамического прессования, которое обеспечивает возмещение процесса спекания и прессования и получение порошковых заготовок и изделий с изотропными свойствами. Для сравнения результатов гидродинамическое прессование производилось при комнатной температуре и с предварительным нагревом порошка.

Порошковые материалы прессовались на гидродинамической машине ГДМ-120. Максимальное давление жидкости в рабочей камере 6000 кг/см^2 . Принцип действия установки описан в работе [1]. В качестве энергоносителя применялся порох марки "Сокол".

Исследование прессуемости при комнатной температуре порошков меди и алюминия показало, что при давлениях прессования $4000+6000 \text{ кг/см}^2$ получаются брикеты с относительной плотностью порядка $70+90\%$, которые необходимо подвергать спеканию.

Горячее гидродинамическое прессование брикетов из тех же материалов производилось при температуре, равной $0,5+0,8 \text{ Тпл}$. Нагрев порошка проводился по схеме, описанной в работе [2]. Для замера температуры нагрева использовалась хромель-алюмелевая термопара, смонтированная в контейнер с порошком. В качестве теплоизоляционного слоя применялась двуокись кремния, которая, как показали эксперименты, на прессуемость порошков практически не влияет. Падение температуры за время загрузки, которое составляет примерно $2+3$ минуты, не превышало $3+5\%$. Спрессованные образцы были диаметром 30 мм и длиной 130 мм . Плотность медных и алюминиевых брикетов после горячего гидродинамического прессования составляла $95+99\%$. Проведенные физико-механические исследования показали изотропность свойств.

В результате проведенной работы выявлена возможность гидродинамического прессования порошковых материалов при повышенных температурах с получением высокоплотных брикетов, не требующих последующего спекания.

Л и т е р а т у р а

1. А ф а н а с ь е в Л.Н. и др. Прессование на гидродинамических установках с помощью метательных взрывчатых веществ (порохов). В об. "Прогрессивные способы изготовления металлических изделий", Минск, "Полюмя". 1971.

2. У м а н с к и й А.М. Изостатическое прессование. М., "Металлургия". 1971.

АКТИВИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СПЕКАНИЯ ВОЛЬФРАМА

С целью снижения температуры спекания вольфрамовых деталей до технически приемлемых применяют различные методы активирования процессов спекания [1,2]. Наиболее распространенным методом является активирование спекания никелем.

В свою очередь известно, что импульсное прессование также активирует процесс спекания, особенно в его первой стадии за счет увеличения дефектности структуры, получаемой при динамическом нагружении [3,4].

Представляется интересным как с научной, так и с технической точки зрения активирование процесса спекания высокотемпературных материалов при одновременном действии двух факторов.

Исследования проводились на порошке вольфрама с размером частиц от 1 до 7 мкм, насыпным весом 3,6 г/см³. Добавки никеля вводились в шихту тщательным смешиванием до получения гомогенной структуры.

В процессе прессования никель, будучи пластичным, как бы выполнял роль смазки и опосредствовал лучшей прессуемости вольфрама. При импульсном прессовании в одинаковых условиях плотность вольфрама с никелем несколько выше плотности чистого вольфрама. При давлении прессования 6 кбар относительная плотность чистого вольфрама достигала 64-65%, а вольфрама с никелем - 70-72%.

Рентгеноструктурный анализ спрессованных материалов показал, что изменение кристаллической решетки вольфрама при импульсном прессовании было незначительным, в то время как уширение линий 110 и 220 для никеля показало значительное изменение кристаллической решетки.

Гидродинамическое прессование чистого вольфрама позволяет снизить температуру спекания его на 200-250°C для получения той же плотности. С добавками никеля температура спекания снижается на 300-350°C. Микроприсадки никеля значительно увеличивают поверхностную энергию вольфрамового порошка, что сказывается на активации процесса спекания [5]. Прессование данного материала импульсными нагрузками приводит к увеличению внутренней энергии за счет увеличения дефектности и искажения кристаллической ре-

шетки никеля. Поэтому процесс спекания происходит значительно активнее.

Для сравнения приводим ряд температур спекания вольфрама для получения одной и той же плотности при одинаковом времени выдержки в зависимости от вида прессования и наличия микроприсадки (таблица I).

Т а б л и ц а I

Материал	Метод прессования	
	гидростатическое	гидродинамическое
W	2200°C	2000°C
W + с доб. Ni	1650°C	1300°C

Таким образом, активированное спекание методом импульсного прессования рационально не только для чистых высокотемпературных материалов, но также и для материалов с присадками, в частности вольфрама с никелем.

Увеличение поверхностной энергии порошка вольфрама за счет присадки никеля и увеличение внутренней энергии за счет импульсного прессования дает хорошее сочетание и, как результат, значительное понижение температуры спекания высокотемпературных материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Джонс В.Д. Прессование и спекание. М., "Мир". 1965.
2. Method for Sintering Tungsten Powder, патент США № 3416148 1963 г.
3. Дорошкевич Е.А. Диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук. Минск, 1967.
4. Афанасьев Л.Н. Диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук. Минск. 1967.
5. Самсонов Г.В., Яковлев В.И. "Порошковая металлургия", № 8, 1967.

ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ
СТАЛИ Р 18 ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

В литых быстрорежущих сталях при увеличении содержания углерода наблюдается повышенная склонность к карбидной ликвидации, заключающейся в образовании ледебуритных эвтектик, состоящих из сложных карбидов вольфрама и продуктов распада переохлажденного аустенита. Последующее дробление этих эвтектик и достижение равномерного распределения карбидной фазы в матрице сплава посредством многократной пластической деформации и отжига является весьма продолжительным, трудоемким и дорогостоящим процессом, который не устраняет эти недостатки полностью. Одним из эффективных путей решения указанной задачи является использование методов порошковой металлургии, что открывает большие возможности для получения высококачественных быстрорежущих сталей, поскольку обеспечивает более равномерное распределение и дисперсную форму карбидных включений.

В данной работе использовался порошок стали Р 18, полученный распылением в аргоне. Химический состав порошка приведен в табл. I.

Т а б л и ц а I

Материал	Х и м и ч е с к и й с о с т а в %					
	C	Cr	W	V	Si	O ₂
Сталь Р 18	0,92	3,80	18,0	1,35	0,75	0,216

Прессование проводилось в цилиндрических герметичных ампулах из нержавеющей стали, которые обеспечивали безвредный нагрев порошка. Порошок под прессование направлялся до температур 1100 и 1250°C при выдержке 30 мин.

В качестве энергоносителя использовался лигроинообразный амонит 6МВ. В результате прессования изготовлена плотная партия цилиндрических заготовок диаметром 70-80 мм.

После механической обработки исследовалось распределение

плотности и твердости по сечению брикетов. Результаты экспериментов, представленные на рис. I, показывают падение плотности и твердости по сечению брикета от периферии к центру, что вызвано интенсивным затуханием ударной волны по мере ее продвижения от периферии к центру контейнера с порошком.

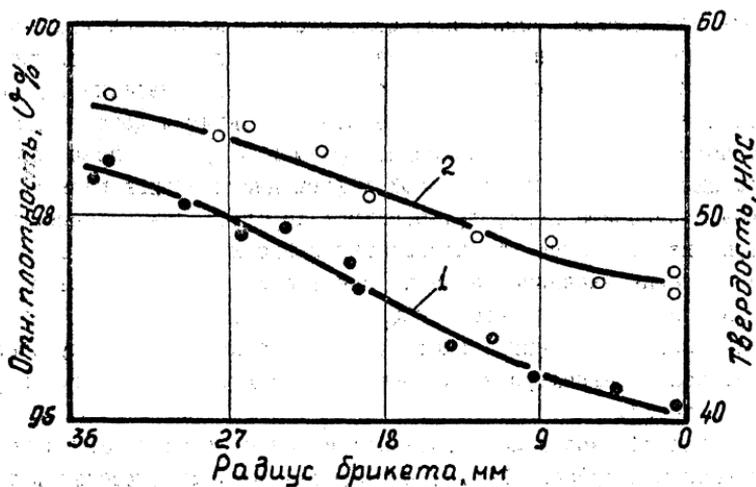


Рис. I. Распределение плотности (1) и твердости (2) по сечению брикета

Сравнение микроструктур брикетов, полученных при 1100 и 1250°C, показало существенное различие между ними. Структура брикетов, спрессованных при 1250°C, характеризуется несколько увеличенным размером карбидных частиц. Кроме того, имеются частицы, окруженные карбидной сеткой. Карбиды, имеющиеся в структуре брикетов, полученных при 1100°C, достаточно дисперсны и карбидных сеток не образуют.

Прессование при 1100°C обеспечивает более равномерное распределение карбидной фазы, что в конечном итоге после соответствующей термообработки должно обеспечить более высокие режущие и механические свойства инструмента.

В результате проведенной работы показана возможность и целесообразность изготовления крупногабаритных полуфабрикатов из порошков быстрорежущей стали.

Л и т е р а т у р а

1. Михайлов М. М., Успенский Я. В., Фролова Н. П. Получение быстрорежущей стали методами порошковой металлургии. "Технология автомобилестроения", № 1, 1958.

2. Радомысельский И. Д., Клеменко В. Н., Власюк И. В. Быстрорежущие стали, получаемые методами порошковой металлургии. "Порошковая металлургия", № 2, 1970.

3. Дорофеев Ю. Г. и др. Структура и свойства металлокерамической стали Р 18. "Порошковая металлургия", № 2, 1973.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ПОРИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ МЕТОДОМ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

Развитие новых отраслей техники с применением технологических процессов, протекающих в присутствии катализаторов при высоких температурах и давлениях, а также высокие требования, предъявляемые к чистоте получаемых продуктов, потребовали создания специальных капиллярнопористых фильтрующих материалов.

Наиболее полно удовлетворяют предъявленным требованиям фильтрующие элементы, изготовленные из порошка титана.

В качестве исходного сырья для изготовления пористых элементов был выбран электролитический порошок титана по ТУ-4805 двух фракций: $- 0,63 + 0,35$ и $- 0,35 + 0,18$.

Технологический процесс изготовления осесимметричных элементов включает следующие операции: подготовку порошка; объемную дозировку порошка и заполнение оснастки; гидродинамическое прессование; спекание; контроль.

Гидродинамическое прессование фильтрующих элементов осуществлялось на установке ГДМ-160, разработанной и изготовленной в научно-исследовательском институте порошковой металлургии БПИ.

Процесс гидродинамического прессования и принцип работы гидродинамической установки описан в работах [1-3]. Прессование осуществлялось по схеме радиального обжата [2].

Для формообразования наружной поверхности использовались резиновые оболочки с толщиной стенки 4+5 мм.

Засыпка порошка между резиновой оболочкой и внутренним стержнем осуществлялась на специальной виброустановке с питающим бункером, позволяющим обеспечить равномерное распределение порошка по высоте изделия и его необходимую дозировку.

В качестве энергоносителя при прессовании фильтрующих элементов на установке ГДМ-160 использовались пироксилитовые пороха с весом заряда 140-180г.

Спекание осуществлялось в шахтных электропечах в вакууме или в среде аргона при температуре 950-1000°C в течение 4-5 часов.

В результате были получены осесимметричные пористые титановые элементы, имеющие следующие параметры: $D_{нар} = 123 \pm 2,5$ мм, $L = 500 \pm 20$ мм, $D_{ин} = 110 \pm 1$ мм. Размеры пор при использовании порошка фракции $- 0,63 + 0,35$ были 80-90 мк, а при использовании фракции $- 0,35 + 0,18$ 40-50 мк.

Данные фильтрующие элементы прошли лабораторные испытания, и в настоящее время изготовлена опытная партия для промышленного испытания в металлургической промышленности при производстве никеля.

Л и т е р а т у р а

1. Патент (США) № 2648125, 1953г.
2. А ф а н а с ь е в Л.Н. и др. Прессование на гидродинамических установках с помощью метательных взрывчатых веществ (порохов). В сб. "Прогрессивные способы изготовления металлокерамических изделий. Минск, "Полымя". 1973.
3. Г а ш и ч е в Н.И. и др. Гидродинамическое формирование огнеупорных изделий. "Огнеупоры", № 1, 1973.

РЕГИСТРАЦИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В основу метода регистрации динамических параметров электромагнитного деформирования положен новый способ измерения перемещений во времени с помощью двух индукционных датчиков [1]. По сигналу одного из этих датчиков определялось также действующее давление на заготовку в процессе деформирования.

Дальнейшие исследования показали, что регистрация кинематики электромагнитного деформирования по методике работы [1] может осуществляться не только при обжиме заготовки в индукторе, но при деформировании ее по другим схемам (рис.1а, б).

Во всех случаях электромагнитного деформирования перемещения заготовки определялись сравнением интегральных сигналов э.д.с. двух катушек-датчиков.

В работе [1] обе измерительные катушки-датчики устанавливались в зазор-спираль индуктор-заготовка напротив деформируемого участка заготовки. Однако целесообразнее один из датчиков перенести в магнитный поток, площадь которого остается постоянной во время деформирования заготовки. Примерное расположение этого датчика показано на рис.1.

Пренебрегая рассеиванием магнитного потока и исходя из условия равномерности поля в сечении зазора, можно записать, что

$$\Phi_3 = B_1 (R_u^2 - R^2) = \Phi_0 = B_2 (R_u^2 - R_0^2), \quad (1)$$

где Φ_3 - магнитный поток в зазоре между спиралью индуктора и деформируемой заготовкой;

Φ_0 - магнитный поток в зазоре, площадь которого постоянна;

R_u - расчетный радиус индуктора;

R - расчетный радиус заготовки;

R_0 - радиус неподвижной заготовки (оболочки);

B_1 и B_2 - магнитные поля в соответствующих сечениях.

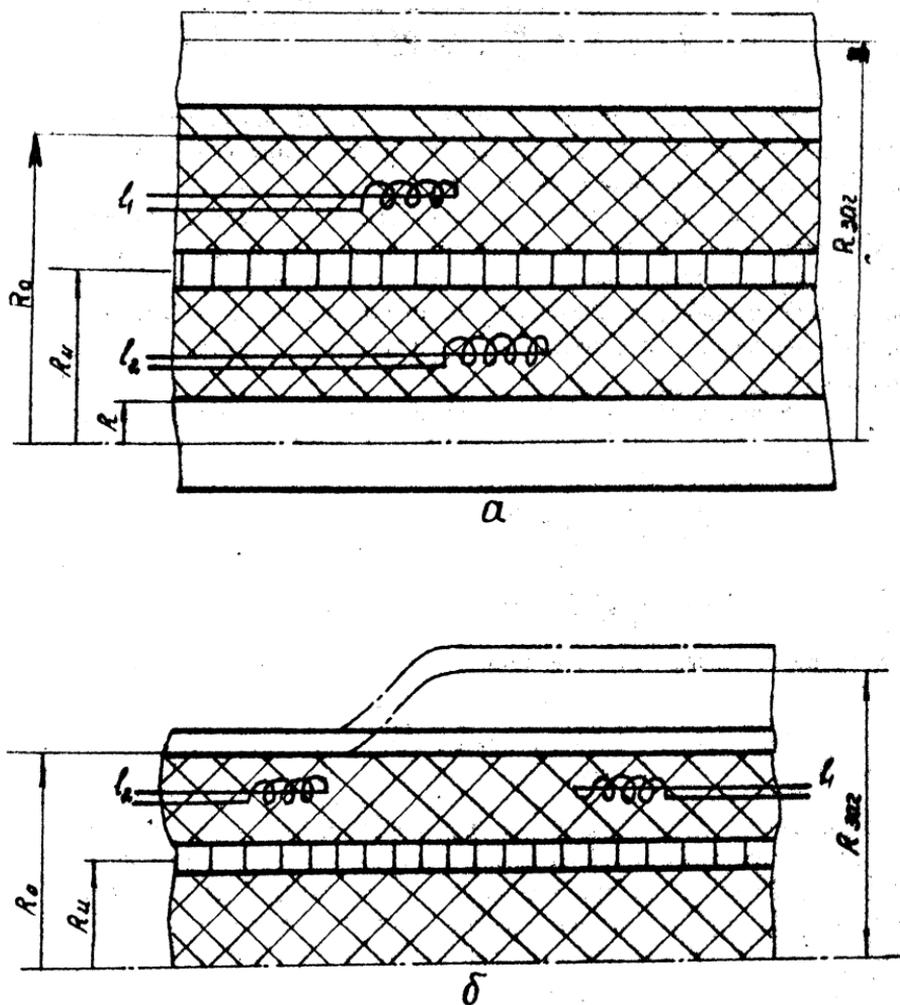


Рис. I. Схема расположения измерительных катушек-датчиков при деформировании заготовки: а) по всей длине; б) при местном деформировании

Решив равенство (1) относительно R , имеем

$$R = \sqrt{R_u^2 - \frac{B_2}{B_1} (R_u - R_0^2)} \quad (2)$$

Во время деформирования заготовки радиусы индуктора и обочки не изменяются. Следовательно, радиус деформируемой заготовки R является функцией отношения $\frac{B_2}{B_1}$.

Магнитные поля в исследуемых зазорах регистрировались катушками-датчиками 1К и 2К, имеющими соответственно площадь сечения S_1 и S_2 , и число витков n_1 и n_2 . Число витков, площадь и форма сечения катушек-датчиков выбирались исходя из величины необходимого выходного сигнала э.д.с. и зазора, в котором они устанавливались.

Магнитное поле в местах установки датчиков определяется из равенств

$$B_1 = \frac{1}{S_1 n_1} \int_0^t e_1 dt ; \quad (3)$$

$$B_2 = \frac{1}{S_2 n_2} \int_0^t e_2 dt$$

Подставив значения (3) в зависимость (2), получим

$$R = \sqrt{R_u^2 - \frac{S_1 n_1}{S_2 n_2} (R_u - R_0^2) \frac{\int e_2 dt}{\int e_1 dt}} \quad (4)$$

Сигналы с катушек-датчиков через интегрирующую RC -цепочку подавались на вертикальные пластины двухлучевого осциллографа ОК-17М. В этом случае определение текущего радиуса деформируемой заготовки сводится к простым вычислениям по формуле

$$R = \sqrt{A - K \frac{y_2(t)}{y_1(t)}} \quad (5)$$

где $A = R_u^2 - \text{const}$

$$K = \frac{S_1 n_1 \cdot m_1}{S_2 n_2 \cdot m_2} (R_u^2 - R^2) - \text{const}$$

m_1 и m_2 - масштабы соответствующих лучей осциллограммы.

$\psi_1(t)$ и $\psi_2(t)$ - вертикальное отклонение лучей осциллограммы в один и тот же момент времени.

Постоянные коэффициенты А и К в формуле (5) определялись по двум тарировочным разрядам, которые выполнялись на индукторе с недеформируемой заготовкой (сплошной стержень), изготовленной из того же материала, что и деформируемая заготовка.

Силовые параметры деформирования вычислялись по известной формуле

$$P = \frac{\sigma^2}{2\mu_0}, \quad (6)$$

где P - действующее давление на заготовку.

Магнитное поле в заворе определялось по осциллограмме интегрального сигнала катушки-датчика ИК с использованием зависимости (3).

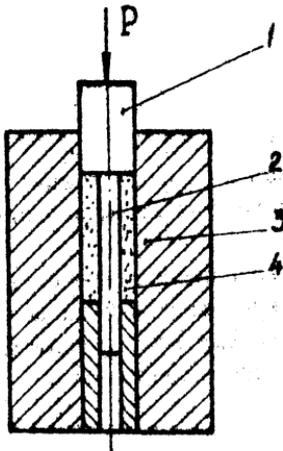
Таким образом, предложенная методика одновременного регистрации перемещений заготовки и действующих давлений на нее во время электромагнитного деформирования позволяет экспериментально полностью исследовать динамику исследуемого явления.

Л и т е р а т у р а

И. Назаров Н.С., Роман О.В. Способ регистрации параметров электромагнитного деформирования. Авторское свидетельство № 365559.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ ВОПРОСОВ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ
МЕТОДОМ ПОДВИЖНОЙ ИГЛЫ

Прогресс в порошковой металлургии в значительной степени зависит как от создания новых методов прессования деталей, так и от совершенствования существующих способов. Одной из основных проблем процесса прессования является получение изделий с равномерной плотностью, что повышает их прочность и стойкость, а главное — обеспечивает стабильность их свойств. Определенные трудности возникают при изготовлении длинномерных деталей с равномерным распределением плотности по длине.



Объектом нашего исследования является известный способ прессования подвижной иглой 2 (рис. I). Рассмотрим некоторые теоретические вопросы этого способа с целью изучения силовых параметров, а также выявления условия получения деталей с равномерной плотностью по длине. Выделим осесимметричный элемент (рис. 2) и запишем уравнение равновесия действующих сил

Рис. I. Схема прессования методом подвижной иглы:
1 — верхний пуансон;
2 — игла; 3 — матрица;
4 — порошок.

$$\sum P_z = 0$$

$$(P_z + dP_z) \pi \left(\frac{D^2 - d^2}{4} \right) + P_z f_s f_n \pi d dz - P_z \pi \left(\frac{D^2 - d^2}{4} \right) - P_z f_n f_n \pi D dz = 0 \quad (I)$$

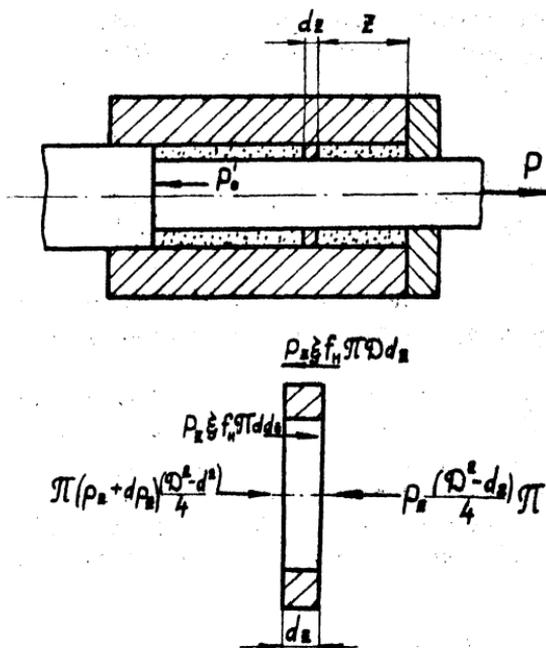


Рис.2. К определению силовых параметров процесса прессования методом подвижной иглы:
 D и d - наружный и внутренний диаметры прессовки; f_n и f_n - коэффициенты внешнего трения порошка по наружной и внутренней поверхности; β - коэффициент бокового давления

Упростив и проинтегрировав уравнение (I), получим

$$P_z = C \cdot e^{mz} \quad (2)$$

Определим постоянную интегрирования C из условия при $z=h$ $P_z = P'_0$. Тогда

$$P_z = P_0 \exp \left[-A\beta \left(1 - \frac{z}{h}\right) \right], \quad (3)$$

где P'_0 - давление на торце пуансона (иглы);
 β - относительный объем, равный $\beta = \frac{h}{h_k}$;

h - высота брикета в процессе прессования;
 h_k - высота брикета, соответствующая 100% плотности.

$$A = m \cdot h_k \quad (4)$$

$$m = \frac{F(f_n L_n - f_s L_s)}{S_n}, \quad \text{так как} \quad F_n = F_s. \quad (5)$$

Уравнение (3) описывает характер изменения давления по длине прессовки в зависимости от физических и геометрических параметров детали.

Рассмотрим условие получения равномерной плотности по длине прессовки. Равномерная плотность может быть получена тогда, когда потери давления по длине заготовки, вызванные трением о поверхность матрицы, будут полностью компенсироваться воздействием на порошок направляющей части иглы. В этом случае давление в любом сечении заготовки P_z должно быть равно давлению на торце иглы:

$$P_z = P'_0.$$

Из уравнения (3) следует, что это возможно, когда

$$m = \frac{F(f_n L_n - f_s L_s)}{S_n} = 0,$$

$$\text{т.е.} \quad f_n L_n = f_s L_s \quad (6)$$

Таким образом, для получения равномерной плотности по длине необходимо, чтобы коэффициент трения порошка по поверхности иглы был равен

$$f_s = \frac{L_n}{L_s} \cdot f_n = \frac{D}{d} f_n, \quad (7)$$

где D и d - наружный и внутренний диаметр заготовки.
 Определим значение усилия прессования P осесимметричной

детали, полученной методом прессования подвижной иглой. Очевидно, что

$$P = p'_0 S_n + \int_0^h f_s \xi L_s p_z dz, \quad (8)$$

где P - усилие прессования;
 $p'_0 S_n$ - усилие от давления на торец иглы;
 $\int_0^h f_s \xi L_s p_z dz$ - сила трения порошка о поверхность иглы.
 Учитывая выражение (2) и преобразовав уравнение (8), получим

$$P_z = \frac{p e^{mz}}{S_n e^{mh} + \frac{f_s \xi L_s (e^{mh} - 1)}{m}} \quad (9)$$

Уравнение (9) описывает характер изменения давления по длине прессовки в зависимости от тягового усилия уплотнения, геометрических и физических параметров детали.

Определим среднее давление $P_z \text{ ср.}$ из выражения (9), представив его в виде

$$P_z = B e^{mz}, \quad (10)$$

где

$$B = \frac{p}{S_n e^{mh} + \frac{f_s \xi L_s (e^{mh} - 1)}{m}} \quad (11)$$

Тогда

$$P_z \text{ ср.} = \frac{\int_0^h p dz}{h} \quad (12)$$

Принтегрировав выражение (12), получим

$$P_z \text{ ср.} = \frac{p (e^{mh} - 1)}{[S_n e^{mh} m + f_s \xi L_s (e^{mh} - 1)] \cdot h} \quad (13)$$

Уравнение (13) дает нам значение среднего давления как функцию от различных параметров, включая усилия прессования.

Применив формулу Г.М.Ждановича [1] для "нетто" - давления p_n , равного $p_{z\text{ ср}}$, и подставив его (выражение 14) в уравнение (13), получим (15):

$$p_n = p_{z\text{ ср}} = p_k \frac{(\beta_0 v_{\text{ср}}^n)^n - 1}{\beta_0^n - 1} ; \quad (14)$$

$$p = \frac{p_k [(\beta_0 v_{\text{ср}}^n)^n - 1] [S_n e^{mh} m + f_s L_s (e^{mh} - 1)] h}{(\beta_0^n - 1) (e^{mh} - 1)} , \quad (15)$$

где n - показатель упрочнения;
 β_0 - начальный относительный объем;
 $v_{\text{ср}}^n$ - средняя относительная плотность прессовки.

Формула (15) позволяет определить в общем виде усилие прессования в зависимости от требуемой средней плотности, прессовки ее высоты, коэффициентов трения и бокового давления и т.д.

Установим также закон изменения плотности по длине прессовки. Используя выражения (9) и (14), получим

$$p = \frac{[p_k (\beta_0 v_z^n)^n - 1] S_n \left[e^{mh} + \frac{f_s L_s (e^{mh} - 1)}{f_n L_n - f_s L_s} \right]}{(\beta_0^n - 1) e^{mz}} . \quad (16)$$

Выясним характер изменения относительной плотности по длине детали

$$v_z = \left\{ \frac{p (\beta_0^n - 1) e^{mz}}{\beta_0^n S_n p_k \left[e^{mh} + \frac{f_s L_s (e^{mh} - 1)}{f_n L_n - f_s L_s} \right]} + \frac{1}{\beta_0^n} \right\}^{\frac{1}{n}} . \quad (17)$$

Определим силовые параметры процесса для случая получения равномерной плотности. Усилие прессования P при $m=0$ будет иметь следующее значение:

$$P = p_k \frac{[(\beta_0 v_{sp})^n - 1]}{(\beta_0^n - 1)} (S_n + f_c L_0 \xi h), \quad (18)$$

либо

$$P = p_k \frac{[(\beta_0 v_{sp})^n - 1]}{(\beta_0^n - 1)} (S_n + f_n L_n \xi h). \quad (19)$$

Таким образом, вышеизложенное позволяет:

1. Установить характер изменения давления по длине прессовки в зависимости от физических и геометрических параметров (3) и от усилия прессования (9).
2. Определить условия получения прессовок с равномерным распределением плотности (6).
3. Определить значение усилия прессования (15), (18), (19).
4. Установить характер изменения относительной плотности по длине детали (17).

Л и т е р а т у р а

1. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. М., "Металлургия". 1969.
2. Мерсон Г.А. Вопросы порошковой металлургии. Изд. АН УССР, 1955.

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ПРЕССОВАНИЯ И СПЕКАНИЯ НА
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ряд деталей, подвергающихся изнашиванию в процессе эксплуатации, получают в порошковой металлургии двукратным прессованием и спеканием. В связи с этим возникает необходимость выяснить влияние повторной обработки на износостойкость таких деталей при трении скольжения, тем более, что некоторые физико-механические свойства существенно зависят от количества циклов прессования и спекания [1].

Из технических чистых порошков ПМС-1 и ПЖМЗ двусторонним прессованием изготавливались брикеты 5x5x12 мм и спекались в вакуумной электропечи СШВЛ-0,62ЛБ: медь при $920 \pm 30^\circ\text{C}$, железо при $1100 \pm 30^\circ\text{C}$ в течение 2 часов. Часть образцов отбиралась для исследования, другая часть повторно прессовалась и спекалась при тех же режимах и с таким расчетом, чтобы пористости после первичной и вторичной обработки совпадали. При производстве малых образцов возможны значительные колебания остаточной пористости, поэтому заготавливались большие партии (медь - 70 штук, железо - 100 штук). Образцы истирались по чугуну СЧ 21-40 со смазкой "масло индустриальное 45" (4-7 капель/мин) при постоянной скорости 1,6 м/сек и переменном давлении 15-97 дан/см² (15-99 кг/см²). Путь трения составлял 200 тысяч метров. Износ определялся на вертикальном измерителе ИЗВ-1 с точностью до 1 мкм.

Полученные данные изображены на диаграммах (рис.1 и 2). Цифры вверху показывают средний из четырех результатов удельный износ (увеличенный в тысячу раз), выраженный в микрометрах и отнесенный к пути в один километр. Для того чтобы исключить влияние смазки на износ были проведены дополнительные исследования износостойкости меди после повторного прессования и спекания при трении по абразиву (рис.3). Износ в этом случае определялся взвешиванием на аналитических весах АДВ-200. Скорость трения составляла 0,1м/сек. Путь трения 258 см.

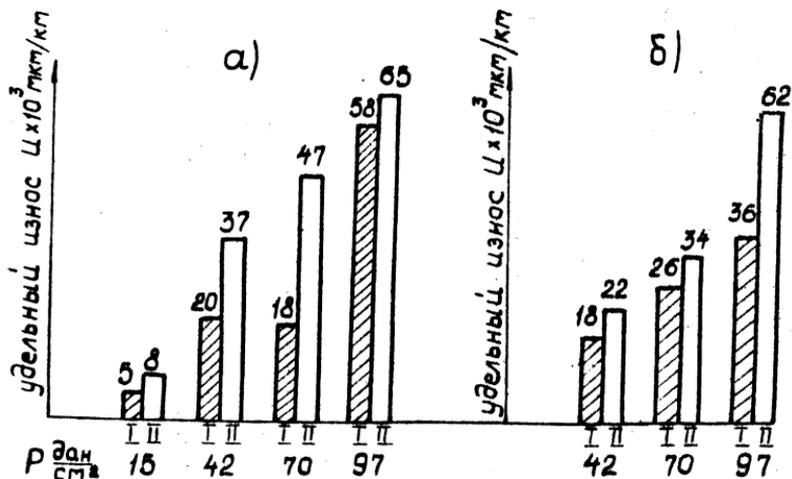


Рис. I. Зависимость удельного износа пористой меди от количества циклов прессования и спекания при различных давлениях:
 а-пористость - 12%; б-пористость - 25%; I-однократное прессование и спекание; II-двукратное прессование и спекание

На основании экспериментальных данных можно сделать следующие выводы:

1. Прввторное прессование и спекание медных и железных материалов снижает их износостойкость при трении по чугуну со смазкой и при изнашивании по абразиву (для меди).
2. Повторная обработка медных материалов снижает износостойкость тем сильнее, чем ниже пористость образцов (рис. I). Для железных материалов подобной зависимости не наблюдается.
3. Вторичное прессование и спекание снижает износостойкость меди при трении по чугуну больше, нежели при трении по абразиву. Так, при пористости 10-12% износ в первом случае увеличился приблизительно в 2 раза, а во втором - в 1,2 раза. Обнаруженные закономерности можно объяснить следующим образом.

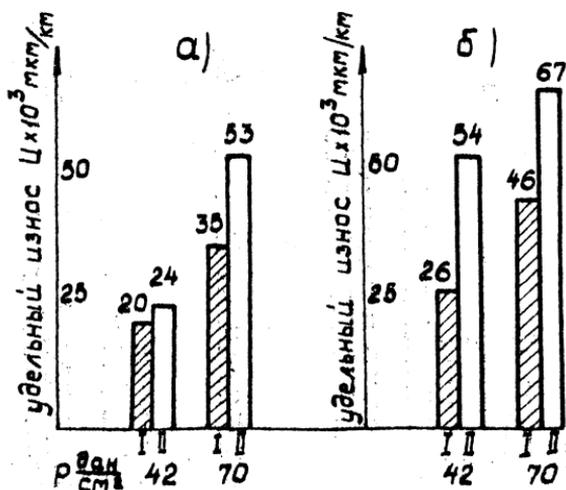


Рис. 2. Зависимость удельного износа пористого железа от количества циклов прессования и спекания при различных давлениях: а - пористость - 12%; б - пористость - 24%, I - однократное прессование и спекание; II - двукратное прессование и спекание

Свойства пористых тел формируются в основном при спекании, температура и продолжительность которого на практике выбираются так, чтобы получить материал с оптимальными параметрами за малый промежуток времени.

После первичного спекания в брикете имеется множество пор. Вторичное спекание после допрессовки способствует формированию закрытых пор, благодаря чему условия смазывания ухудшаются - износ возрастает. Кроме того, за счет пластической деформации образцов при вторичном прессовании и спекании при сравнительно высокой температуре возможно укрупнение зерен в результате процесса собирательной рекристаллизации [2], что также понижает износостойкость материала.

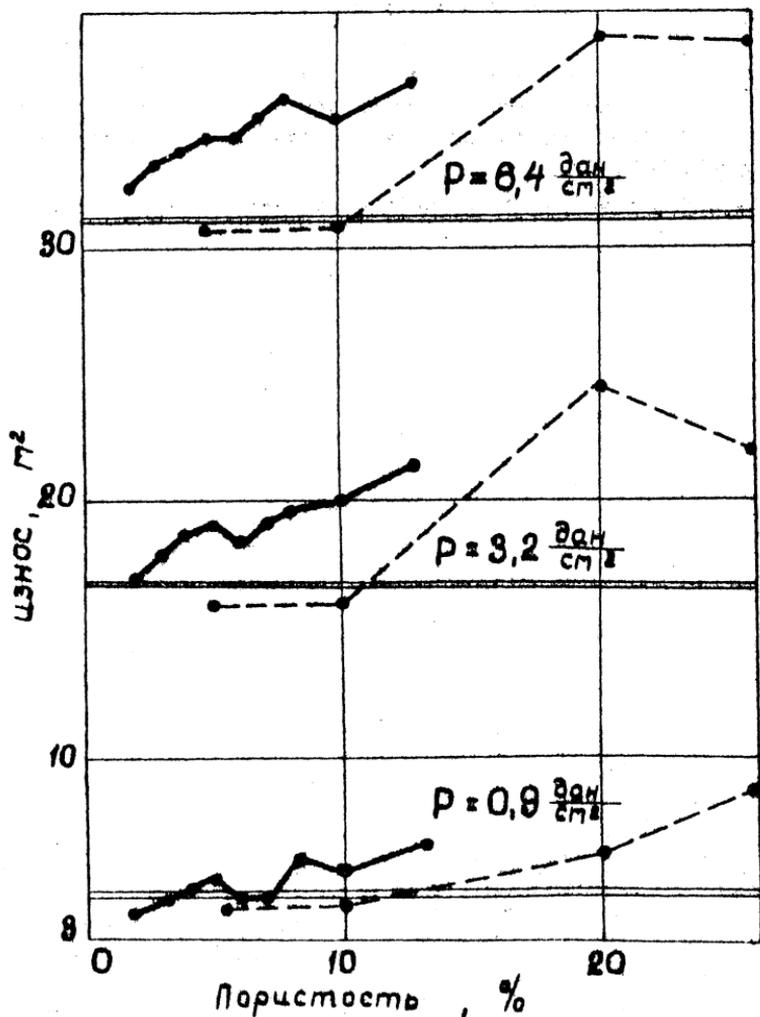


Рис. 3. Абразивный износ пористой меди при различных давлениях и различной остаточной пористости:
 - - - - - однократное прессование и спекание;
 - · - · - · двукратное прессование и спекание;
 ··········· компактная медь.

Л и т е р а т у р а

Г. Намиток ов К. К., Бунд ер Э. П.,
Ю д и н Б.А. Влияние многократного прессования и спекания на
свойства металлокерамических медных образцов. "Порошковая ме-
таллургия", № 2, 1969.

2. Г е г у з и н Я. Е. Физика спекания. М., "Наука".1967.

М.Д.Бернштейн, И.И.Габриелов,
Е.А.Дорошкевич, В.Г.Прокошкина,
С.Б.Фельгина

ПОЛУЧЕНИЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКОВОЙ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Мартенситно-старяющая сталь H18K9M5 , дополнительно легированная ниобием, была получена методами порошковой металлургии и с целью упрочнения подвергалась термомеханической обработке по различным схемам.

По схеме предварительной термомеханической обработки (ПТМО) спеченные образцы исследуемой стали подвергались холодной прокатке с обжатием 50% с последующей закалкой с температуры 880°C и старением при температуре 480°C в течение 1 часа.

С целью дальнейшего повышения механических свойств стали была применена комбинированная термомеханическая обработка, которая заключалась в ПТМО спеченных заготовок с последующей прокаткой и старением по указанному режиму. И, наконец, для повышения пластичности спеченная сталь подвергалась высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО), которая заключалась в высокоскоростной горячей штамповке заготовок в закрытом штампе на пороховом копре.

Для получения мартенситно-старяющей стали применялись порошки карбонильного железа марки А-2, карбонильный никель, восстановленные кобальт и молибден с размерами частиц до 10 мкм. Ниобий вводился в сталь в виде гидрида в количестве 2%. Порошки перемешивались в двухконусном смесителе в течение 2 часов. Прессование образцов осуществлялось в стальной прессформе на гидравлическом прессе. Размеры внутренней полости матрицы (65×10 мм) позволяли получать образцы для последующего испытания на растяжение и ударную вязкость. Давление прессования составляло 8 т/см^2 . Режимы спекания приведены в таблице 1.

Пористость после спекания составляла 10%. Структура стали после спекания, как показали металлографические исследования, характеризуется наличием крупных включений, которые представляют собой металлические нерастворившиеся частицы и примеси. Химический анализ показал наличие большого количества углерода

вследствие загрязнения исходных материалов и особенно гидрида ниобия, так как содержание углерода в нем составляло 0,33 %. Содержание ниобия в стали, по результатам химического анализа, составило 1,49 %.

Термомеханическая обработка спеченных образцов осуществлялась по указанным выше схемам.

Высокоскоростная горячая штамповка проводилась на порошковом копре в закрытом штампе, форма и размеры гравюры которого соответствовали внутренней полости пресс-формы для прессования образцов. Интервал температур горячей пластической деформации спеченной мартенситно-старяющей стали выбирался применительно к компактным материалам и составлял 825–1260°C.

Как показали данные металлографических исследований, низкий уровень пластичности после холодной деформации обусловлен наличием углерода и нерастворившихся частиц легирующих элементов. Горячая пластическая деформация несколько уменьшила отрицательное влияние примесей, способствовала лучшему растворению элементов и позволила увеличить пластичность материала при некотором снижении прочностных свойств. После горячей деформации образцов образовалась мелкозернистая структура, состоящая из мартенита с небольшим количеством нерастворившихся частиц.

Таблица I

Режимы спекания			Термомеханическая обработка				Механические свойства					
атмосфера	T, °C	τ, час	γ, г/см ³	схема ТМО	этапы ТМО	остаточная пористость, %	σ ₁ , кг/мм ²	σ ₂ , кг/мм ²	δ, %	ψ, %	α _к , кгм/см	НРС
Водород	1150	5	7,3	ПТМО	Прокатка + закалка 880°C + старение 480°C 1 час	2	I28	I24	2,5	5	-	-
					-	I04	85	6	11	-	-	
					-	I46	I36	5	8	-	-	
				Комбинированная	ПТМО + прокатка + старение 480°C 1 час	-	I51	I40	1,5	3	-	-
-	-	-	-	-	-	I68	I65	2,5	5	-	-	
Вакуум	1250	3	7,64	ВТМО	Штамповка + старение 480°C 3 часа	<0,5	I39	I24	5	16	I,7	44
Аргон	1250	3	7,6			<0,5	I35	I26	4,5	16	I,6	44

И.П.Габриелов, Л.А.Желтонога,
Е.А.Дорожкевич

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ НАГРЕВА ПОД ШТАМПОВКУ ПОРОШКОВОЙ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Оптимальная температура нагрева металла под последующую обработку давлением является решающим фактором, определяющим повышение пластичности и уменьшение усилия пластического деформирования.

В настоящей работе приведены результаты исследования режимов нагрева под высокоскоростную штамповку спеченных заготовок из стали типа Н18К9М5Т, изготовленной методами порошковой металлургии.

Фазовое $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение протекает в данной стали при температурах 500–750°C [2] и вопрос о температуре нагрева спеченных заготовок из мартенситно-старееющей стали под обработку давлением тесно связан со структурой этой стали, так как при температурах выше или ниже фазового превращения пластическая деформация будет протекать в аустенитной или мартенситной области. Нагрев заготовок до температур α и γ - областей осуществлялся в электрической печи сопротивления, а высокоскоростная штамповка проводилась на пороховом копке в закрытом штампе.

Интервал температур нагрева спеченных заготовок под горячую штамповку выбирался применительно к компактным материалам и составлял 825–1260°C [1]. Кроме того, определялись механические свойства образцов, подвергнутых штамповке при температурах существования мартенсита.

Как показали результаты экспериментов, высокоскоростная пластическая деформация заготовок при температурах 600–650°C не позволяет получить высокие механические свойства материала (таблица I). Образцы обладали весьма низкими пластическими свойствами. Очевидно, это объясняется интенсивным упрочнением материала и его мартенситной структурой.

С целью определения нижнего предела температуры нагрева под обработку давлением исследуемой порошковой стали проводились измерения падения температуры в процессе транспортировки заготовки из печи и нахождения последней в штампе. Хромель-алюмелевая

термопара зачеканивалась в образец на глубину 2 + 5 мм. Тарировка термопары осуществлялась с помощью потенциометра КСПЗ УЗ. Падение температуры фиксировалось с помощью осциллографа Н-105. Измерения проводились как для случая штамповки заготовок в холодном (при комнатной температуре), так и в подогретом штампе.

Результаты измерений представлены на рис. 1, 2. Нетрудно заметить, что наименьшее падение температуры нагретого образца в процессе штамповки наблюдается при нагреве штампа до 300°C. В этом случае для того, чтобы температура заготовки в момент штамповки была не ниже 850°C, образец, с учетом транспортировки его от печи к штампу, должен быть перегрет до температуры не ниже 970°C. При осуществлении штамповки в холодном штампе образец должен нагреваться до температур 1020-1040°C.

Процесс переноса заготовок от печи к штампу осуществлялся за 1-2 сек, процесс штамповки - 2-3 сек. При сокращении времени на перенос заготовок и штамповку температура нагрева спеченных заготовок под штамповку может быть уменьшена.

Исследование прочностных свойств деформированной при вышеуказанной температуре стали показали хорошие результаты (таблица 1).

Т а б л и ц а 1

Температура нагрева заготовок под штамповку, °С	Механические свойства после штамповки и термической обработки						
	г/см ³ γ	кг/мм ² σ _s	кг/мм ² σ _t	% δ	% ψ	кгм/см ² α _k	ИРС
600	8,05	145	141	1,5	4	1,5	46
850	8,05	172	164	8	27	3	48

Л и т е р а т у р а

1. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситно-старяющие стали. М., "Металлургия". 1970.

2. Wick Charles H. Forging gears from powder metal preforms. Mach. and Prod. Eng., 1970, 117, №302 3, 668-670

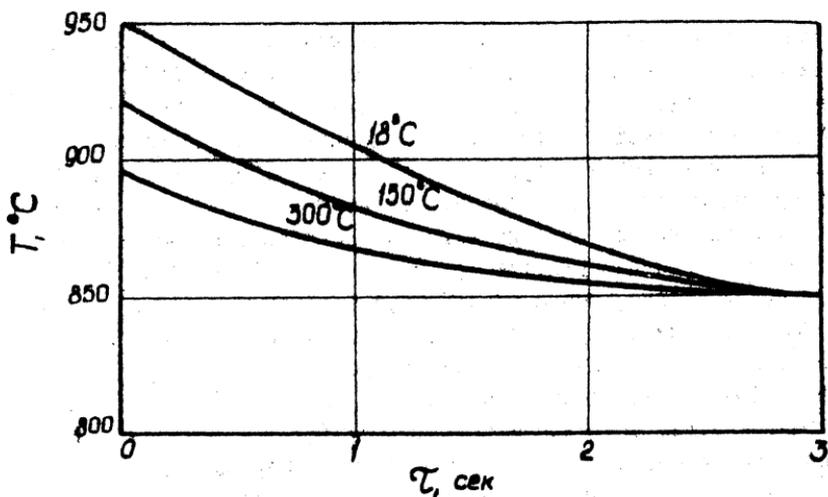


Рис.1. Зависимость температуры образца от времени нахождения его в холодном и подогретом штампе

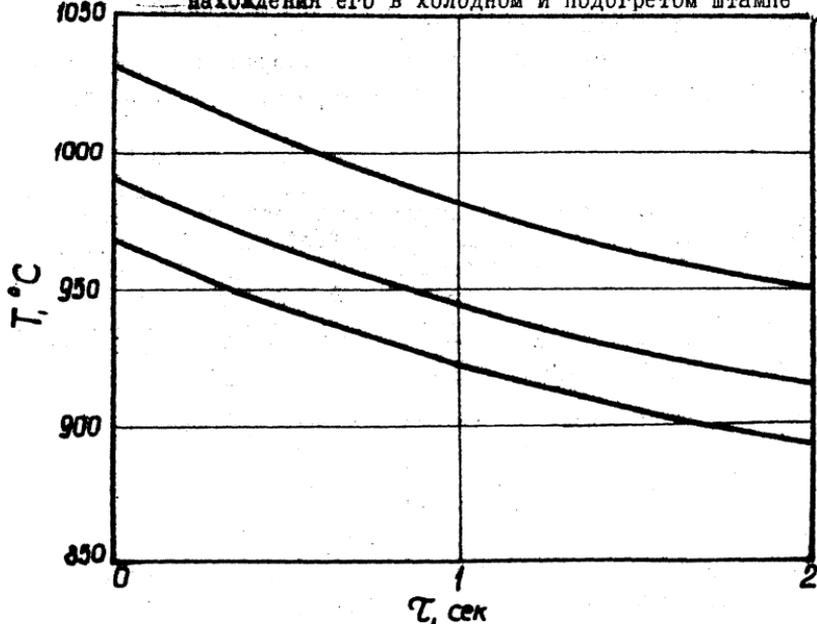


Рис.2. Зависимость температуры образца от времени нахождения его на воздухе

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
ПОРОШКОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ С ПОМОЩЬЮ ПЯТИХЛОРИСТОГО
НИОБИЯ

Разработка методов производства жаростойких материалов — один из важнейших вопросов порошковой металлургии.

В настоящее время можно считать установленным, что жаропрочность материалов определяется структурой и прочностью межатомных связей в кристаллических решетках фаз, составляющих сплав или спеченую порошковую композицию. Подбором химического состава и режима термической обработки для определенных условий работы удается достигнуть относительной структурной устойчивости [1]. Известно, что сохранение тонкой субмикроскопической структуры при высоких температурах достигается в том случае, если в сплаве или стали заторможены процессы диффузии. Этого можно добиться при легировании медленно диффундирующими элементами. Роль элементов, подавляющих диффузионные процессы, выполняют тугоплавкие переходные металлы (вольфрам, молибден, титан, ниобий, тантал, цирконий, гафний), присадки которых повышают температуру рекристаллизации твердого раствора и замедляют коагуляцию выпавших фаз.

Существующие способы легирования металлических порошков тугоплавкими металлами сложны в аппаратурном оформлении. Основные из них: восстановление галогенидов в парогазовой фазе, совместное восстановление окислов металлов гидридом кальция, термодиффузионное насыщение из точечных источников и др. [2]. Получаемые таким образом легированные порошки не отличаются высокой чистотой, они загрязнены металлом-восстановителем и твердыми продуктами реакции восстановления [3].

Нами предложен новый способ легирования металлических порошков тугоплавкими переходными металлами, основанный на способности солей этих металлов растворяться в органических растворителях [4]. В качестве модельной системы при разработке способа введения ниобия в металлические порошки была выбрана система железо-пятихлористый ниобий.

Сущность метода состоит в том, что железный порошок обраба-

тывается раствором пентахлорида ниобия определенной концентрации в абсолютном этиловом спирте, тщательно перемешивается в герметических смесителях и затем восстанавливается в среде остроусушенного водорода [5].

Для исследования был приготовлен 10%-ый раствор пятихлористого ниобия. В шихту железного порошка добавлялся спиртовой раствор из расчета 0,5%, 1%, 2% ниобия. Введение указанных количеств ниобия в железный порошок обусловлено тем, что содержание ниобия в сталях выше 2% отрицательно сказывается на их свойствах вследствие перераспределения его между твердым раствором и $Fe_2 Nb_3$.

Восстановление железного порошка, обработанного $NbCl_5$, проводили в зависимости от температуры (в интервале 600–1300°C), скорости нагрева и времени выдержки в горячей зоне. Продукты восстановления отжигали в вакууме при 900°C и анализировали на содержание ниобия химическим и рентгенографическим путем.

Химический анализ показал, что наиболее полное восстановление происходит в области температур 1000–1100°C.

В исследуемом интервале температур рентгенофазовым анализом не обнаружено интерметаллидной, карбидной и гидридной фаз, несмотря на то, что содержание углерода в железном порошке по отношению к ниобию соответствовало значениям, обычно применяемым в металлургии для образования карбида ниобия (1:10).

Для определения характера взаимодействия ниобия с железным порошком был проведен также качественный и полуколичественный микрорентгеноструктурный анализ на приборе "Микрозонд-5", что позволило определить характер распределения ниобия и его превращение при спекании. Качественный анализ включал сканирование исследуемой поверхности с использованием рентгеновских лучей, которые возбуждались в образце. Для количественного анализа ниобия проводили регистрацию интенсивности спектральных линий на диаграммной ленте по сечению частиц.

Методом сравнения интенсивностей спектральных линий для сырых образцов из порошка $Fe + 2\% Nb$ определено, что максимальное содержание ниобия в зоне границы зерна составляет около 10 вес.%, что соответствует 62 ат.% ниобия и 38 ат.% железа, т.е. интерметаллидному соединению $Fe_2 Nb_3$. После спекания в образцах не обнаружено интерметаллидной фазы. Очевидно, что при времени

взаимодействия более 2 часов происходит образование твердого раствора железо-ниобий.

Следующая серия опытов была проведена по диффузионному насыщению углеродом ниобия, введенного в железный порошок.

Железный порошок с сажей и без сажи обрабатывался спиртовым раствором $NbCl_5$, и восстанавливался в водороде в присутствии спрессованного электродного графита при температуре $1300^{\circ}C$ и времени выдержки 3 часа. Исследование фазового состава этих образцов с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-1 в Fe-излучении показало, что в случае отсутствия спрессованного графита и добавления сажи происходит ее выгорание и обнаруживаются следы карбида ниобия. В образцах, спеченных в присутствии спрессованного графита, карбид ниобия обнаружен в больших количествах, причем его содержание в образцах, не содержащих сажу, максимально (количественно весь ниобий переходит в карбид).

В результате проведенного исследования установлено, что использование спиртового раствора пятихлористого ниобия для легирования железного порошка позволяет получать железный порошок с заданным содержанием ниобия или карбида ниобия. Этот способ можно рекомендовать для легирования порошков сложного состава, так как уменьшение диффузионной подвижности атомов в твердом растворе особенно полно достигается при усложнении состава.

Предлагаемый способ введения ниобия был предварительно опробован на сложнелегированных порошках X18Ni5, X20Ni80, X23Ni10. Изучены некоторые технологические свойства этих порошков - насыпной вес, прессуемость и формуемость.

Введение 2% ниобия в железный порошок ПЖМЭ с насыпным весом $2,61 \text{ г/см}^3$ изменит насыпной вес до $2,53 \text{ г/см}^3$, что практически соответствует требованиям ГОСТа для металлокерамических промышленных порошков. Введение ниобия в металлические порошки незначительно изменяет их технологические характеристики (рис.1,2).

Полученные результаты еще раз показывают, что химическое взаимодействие между железом и ниобием в процессе восстановления действительно имеет место, причем это не ухудшает технологические свойства порошка. Можно предположить, что в случае легирования металлических порошков другими переходными материалами IV, V, VI группы периодической системы с помощью растворов солей в органических растворителях, так же как в случае системы железо-ниобий,

состав межграничной фазы взаимодействия будет определяться диаграммой состояния соответствующих систем.

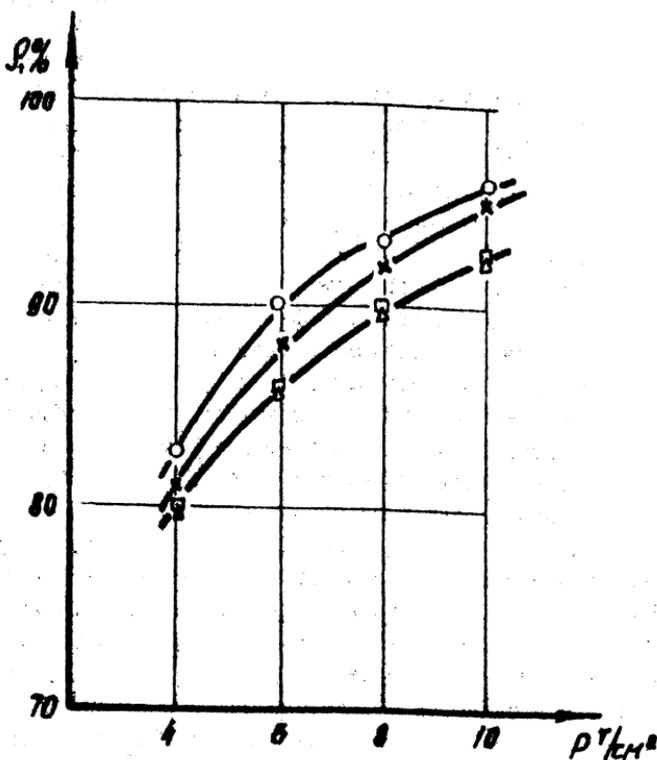


Рис. I. Зависимость относительной плотности брикетов на основе железа с добавками ниобия от давления прессования:

○ - основа; Δ - Fe + 1% Nb (из $NbCl_5$);
 □ - Fe + 2% Nb из $NbCl_5$; X - Fe + 2% Nb (механическая смесь).

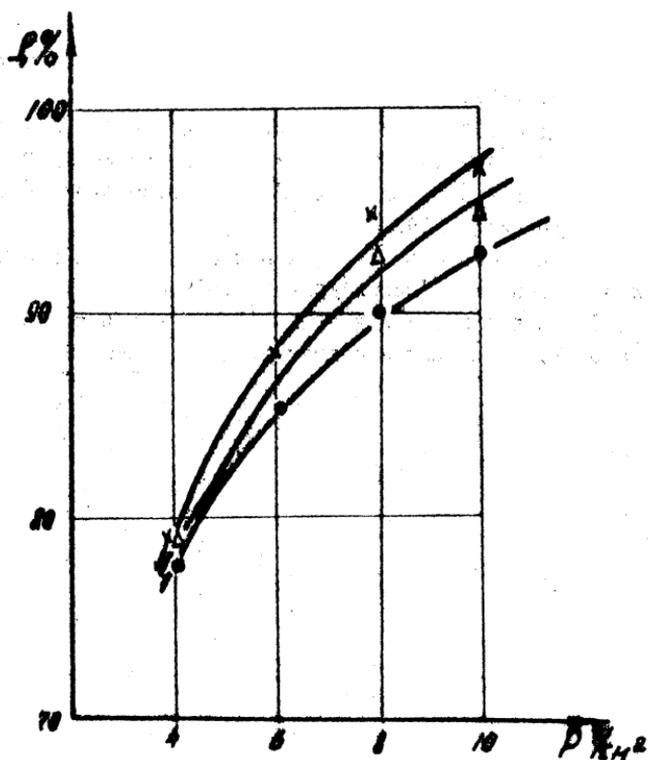


Рис.2. Зависимость относительной плотности брикетов на основе Fe+30%х30 с добавками ниобия от давления прессования:
 ○ - основа; x - Fe + 2% Nb (механическая смесь);
 Δ - Fe - 2% Nb (из NbCl₅).

Л и т е р а т у р а

1. Х и м у ш и н Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М., Металлургиздат. 1967.

2. Ф е д о р ч е н к о Н.М., Андриевский Р.А. Основы порошковой металлургии. Киев, Изд-во АН УССР. 1961.

3. А й в е н к о л ь б Ф. Успехи порошковой металлургии. М., "Металлургия". 1969.

4. С а м о о н о в Г., Константинов В.И. Тантал и ниобий. М., "Металлургия". 1959.

5. Д у б р о в с к и й Г.Н., Дворецкая М.А., К у ц е р М.Я. Авторское свидетельство № 356044.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ХОЛОДНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ СМАЗОЧНЫХ КАНАВОК НА ПОВЕРХНОСТЯХ ТРЕНИЯ СПЕЧЕННЫХ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ

При работе фрикционных дисков в условиях смазки важной задачей является обеспечение хорошей циркуляции масла между трущимися поверхностями, для чего фрикционные накладки обычно имеют спиральные канавки.

Известно несколько способов изготовления спеченных дисков заданной точности с масляными канавками на поверхностях трения [1-4]. Однако все эти способы имеют существенные недостатки. Так, доводка размеров и нарезание канавок методом механической обработки помимо повышения стоимости приводит к снижению износостойкости фрикционных элементов.

Получение окончательного профиля канавок при спекании под давлением требует сложной и дорогостоящей оснастки, а изготовление дисков с канавками в процессе прессования приводит к большому проценту брака в результате поломки накладок при их транспортировке к печам спекания и снижению качества (искажению профиля канавок) при последующем спекании под давлением.

В связи с этим возникла необходимость в разработке нового способа изготовления спеченных фрикционных дисков, применение которого позволило бы получить окончательные размеры и требуемый профиль масляных канавок без снижения качества и повышения стоимости готовых изделий.

Такой способ заключается в холодном выдавливании канавок на поверхностях трения спеченных фрикционных дисков с одновременным калиброванием их по высоте.

Основными факторами, которые дают возможность влиять на процесс холодного выдавливания, являются профиль канавки, а также пористость припеченной под давлением накладки. Изучение зависимости процесса выдавливания от указанных факторов было положено в основу проведенных исследований.

По стандартной технологии изготавливались образцы - фрикционные диски с припеченными под давлением накладками следующих раз-

меров: наружный диаметр - 100 мм, внутренний - 55 мм, высота припеченного слоя - 0,9 мм. Влияние профиля канавок исследовалось на образцах, имеющих пористость после спекания, равную 20%. На этих образцах выдавливались спиральные канавки различных профилей. Профили пуансонов, которыми проводилось выдавливание, представлены на рис. I. Высота и наибольшая ширина выступов пуансонов, формирующих канавки, были одинаковы для всех профилей и составляли соответственно 0,4 и 0,8 мм.

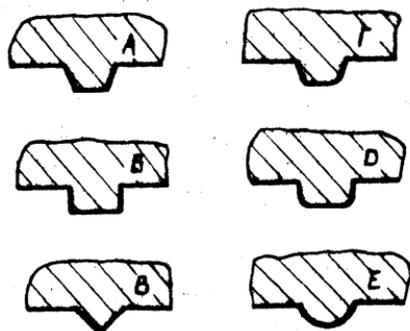


Рис. I. Профили пуансонов для выдавливания спиральных канавок:
 А - трапециевидальный; Б - прямоугольный; В - треугольный; Г - трапециевидальный со скругленными углами;
 Д - прямоугольный со скругленными углами;
 Е - радиусный

На двухкоординатном самописце в процессе выдавливания производилась запись зависимости между усилием и величиной взаимного перемещения (сближения) верхнего и нижнего пуансонов с момента начала выдавливания.

Из полученных зависимостей следует, что в начале процесса выдавливания незначительным усилиям соответствует сравнительно большое перемещение пуансонов. Затем происходит резкое увеличение усилия, которому соответствует незначительное перемещение, вызванное уплотнением спеченного слоя.

Сопоставление полученных кривых показывает, что наибольшее усилие необходимо для выдавливания канавок прямоугольного профиля, а наименьшее — для треугольного профиля.

Сравнение фотографий радиальных сечений дисков после выдавливания со слепками, снятыми с поверхностей пуансонов, показало, что все канавки имеют профиль, идентичный форме выступов пуансонов.

Далее изучалось влияние пористости припеченных накладок на процесс выдавливания канавок. С этой целью осуществлялось выдавливание канавок трапециевидального профиля со скругленными углами на образцах с пористостью 10, 15, 20, 25 и 30%. При этом для каждой пористости производилась запись зависимости между усилием выдавливания и взаимным перемещением пуансонов, а также фотографировались радиальные сечения дисков.

Полученные данные показали, что усилие, необходимое для выдавливания, возрастает по мере уменьшения пористости. Профили канавок, выдавленных в накладках всех исследованных пористостей за исключением 10–15% пористости, соответствуют профилю пуансонов.

При пористости, равной 10–15%, площадки между канавками имеют округлую форму, что свидетельствует о наличии обратного течения материала.

Таким образом, принимая во внимание результаты исследования, следует признать, что пористость припеченных накладок должна составлять 20–30%. Измерение размеров дисков до и после выдавливания показало возможность их калибрования по высоте в процессе выдавливания канавок. Все диски, за исключением имеющих накладки 10–15%-й пористости, дали при выдавливании усадку. Высота накладок в процессе выдавливания уменьшалась

на 15-30%. Во всех случаях выдавливание канавок и одновременное калибрование сопровождалось уменьшением разнотолщинности дисков.

В результате измерения микротвердости, которое производилось на приборе ПМТ-3 при нагрузке 5 г, установлено, что после выдавливания канавок микротвердость поверхностных слоев материала накладок увеличивалась. Это происходит, очевидно, вследствие пластической деформации и наклепа, имеющих место при выдавливании канавок и калибровании спеченных фрикционных дисков.

Л и т е р а т у р а

1. Л а в р у х и н Г.М., Г н а т ы ш а к Н.Н. "Автомобильная промышленность", № 6, 1965.
2. Д у ф е к В., М и ч у л е к И. "Порошковая металлургия". № 6, 1967.
3. С и н д л е р Э.И. и др. Авторское свидетельство № 140070 кл. 40в, 33/02, 1961.
4. Патент США, № 3431105, кл 75-208, 1969.

К ВОПРОСУ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБЪЕМНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ
ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ $Fe - Cr_3C_2$

Известно, что образцы из смеси порошков железа и Cr_3C_2 при спекании увеличиваются в объеме [1]. Авторы указанной работы вводили не более 7 вес.% карбида хрома. Такого количества Cr_3C_2 для получения металлокерамической инструментальной стали недостаточно. Однако увеличение содержания карбидной составляющей ухудшает деформируемость заготовок. Как показали предварительные исследования, оптимальной добавкой Cr_3C_2 , обеспечивающей удовлетворительные деформативные свойства при обратном холодном выдавливании в спеченном состоянии, являются 10 вес. %.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании характера объемных изменений, происходящих при спекании порошковой композиции $Fe - 10 \text{ вес. \% } Cr_3C_2$. Для сравнения брали железо без карбидов. На спеченных в интервале 850-1300°C образцах определяли величину относительного объема $\frac{\Delta V}{V}$. Кинетику линейных изменений изучали dilatометрическим методом при непрерывном и изотермическом спекании. Усадка оценивалась по относительному изменению высоты ($\frac{\Delta h}{h}$) образцов.

Установлено, что для порошкового железа характерно уменьшение величины относительного объема $\frac{\Delta V}{V}$ примерно вдвое по мере повышения температуры от 850 до 1300°C. С введением 10% орторомбического карбида хрома происходит рост спеченных образцов. Относительный объем во всем исследованном интервале температур непрерывно увеличивается и особенно резко - после спекания при 1250 и 1300°C, так что сплошность образцов нарушается, на поверхности их появляется сетка поперечных трещин. Величина $\frac{\Delta V}{V}$ железокарбидной композиции, спеченной при 1300°C, возрастает примерно в 10 раз против спекания при 850°, относительная плотность снижается примерно на 7%.

Dilatометрические кривые в координатах относительное изменение высоты образца - температура при непрерывном нагреве опытных составов представлены на рис.1. В начальной стадии спекания ход кривых для железа и композиции $Fe - 10\% Cr_3C_2$ аналогичен, что

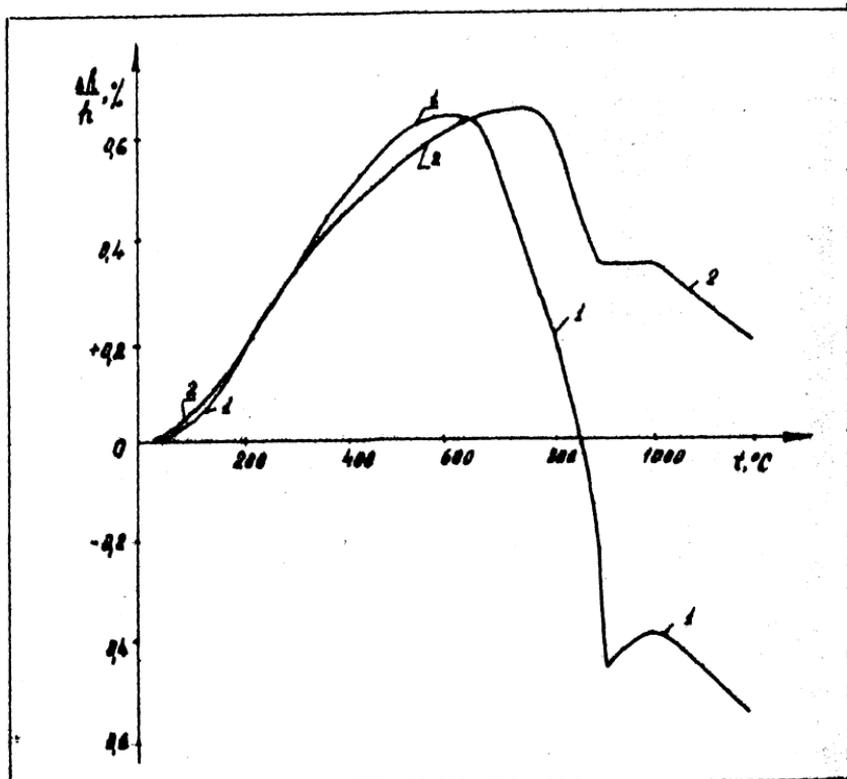


Рис.1. Зависимость относительной высоты образцов из железного порошка (1) и композиции Fe - 10% Cr₃C₂ (2) от температуры нагрева

обусловлено снятием напряжений, оставшихся после прессования, и термическим расширением [2]. Однако рост образцов железокарбидной композиции, продолжается до более высокой температуры. Дальнейший нагрев вызывает сокращение линейных размеров образцов обоих составов, т.е. усадку, которая в железе протекает более интенсивно, так что кривая проходит через нуль. Усадка продолжается до температуры фазовой перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma$ железа. При температуре перехода $\alpha \rightarrow \gamma$ ($900-910^\circ\text{C}$) наблюдается дополнительное уплотнение образцов железа. Для железокарбидной композиции превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает в области положительных значений $\frac{\Delta h}{h}$. С повышением температуры примерно до 1000°C усадка железа несколько уменьшается. Образцы из $\text{Fe} - \text{Cr}_3\text{C}_2$ после превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ не испытывают роста: относительная высота характеризуется постоянной величиной и выражается горизонтальным участком кривой $\frac{\Delta h}{h} - t$. Дальнейший нагрев (до 1200°C) способствует интенсификации процессов диффузии и усадки в области существования $\gamma - \text{Fe}$ как для железа, так и $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$. Однако в последнем случае эффект усадки меньше и кривая располагается выше оси абсцисс.

Изменение линейной усадки образцов железа и $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ при изотермическом спекании показано на рис.2. Из графика видно, что усадка во времени образцов железа начинается практически с 700°C , образцов $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ - с 800°C . Кривые $\frac{\Delta h}{h} - \tau$ соответственно при 600 и 700°C не имеют наклона, что свидетельствует о неизменности линейных размеров в течение двухчасового спекания. Усадка железа, начиная с 700°C и далее при каждой исследованной температуре, имеет затухающий характер: в начальный период спекания идет с максимальной скоростью, затем скорость падает. Образцы железокарбидной композиции при температуре 800 и 900°C испытывают небольшое уменьшение высоты с течением времени, и лишь нагрев до 1000°C несколько интенсифицирует усадку, которая остается меньше, чем в случае железа без карбидов. Следует отметить, что все кривые усадки для композиции $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ лежат выше нулевой линии.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при спекании композиции $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ одновременно происходят процессы как способствующие усадке и сокращению объема образцов, так и тормозящие усадку и приводящие к увеличению объема, причем последние

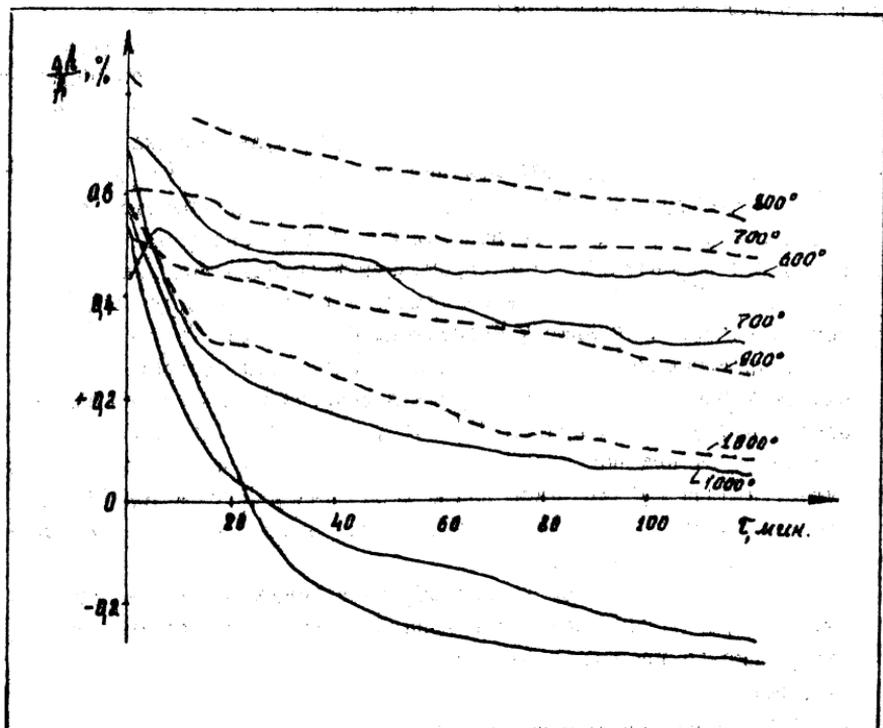


Рис.2. Зависимость относительной высоты образцов из железного порошка (сплошные линии) и композиции Fe-10% Cr₃C₂ (штриховые линии) от времени изотермической выдержки при различных температурах спекания.

превалируют. Спекание образцов железокрибидной композиции сопровождается растворением Cr₃C₂ и образованием твердого раствора хрома и углерода в железе, что накладывает определенный отпечаток на характер объемных изменений. Повышение концентрации углерода в твердом растворе способствует усилению самодиффузии железа [3], следовательно, усадке последнего. Это, очевидно, компенсирует уменьшение усадки, свойственное железу после $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации и ведет к сокращению размеров в области γ -фазы (рис.1, кривая 2). С другой стороны, хром, повышая энергию акти-

вазии самодиффузии железа и углерода [4], тормозит усадку железной матрицы при γ -фазном спекании. Отрицательное влияние хрома оказывается более сильным.

Образование твердого раствора углерода и хрома в железе связано с увеличением параметра решетки последнего за счет равенности атомных диаметров растворителя и растворенных элементов. Это ведет к появлению внутренних напряжений. П рода и, вероятно, к изменению размеров частиц порошка. В результате "давления кристаллизации" [5], создаваемого образующимися кристаллами твердого раствора, возникают распирающие усилия, которые разрушают межчастичные контакты и способствуют росту образца.

Таким образом, при спекании порошковой композиции Fe-Cr₃C₂ с 10% карбидов наблюдается рост образцов, сопровождающийся в случае высоких температур их растрескиванием. В связи с этим следует снизить содержание Cr₃C₂, а недостаток по хрому и углероду компенсировать введением других хром- и углеродсодержащих добавок.

Л и т е р а т у р а

1. Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д., Д и м ч е н к о В.А. "Порошковая металлургия", №9, 1969.
2. Ф е д о р ч е н к о И.М. Журнал технической физики, 1956, т.26, в.9, с.2067-2075.
3. Г р у з и н П.Д., К о р н е в Ю.В., К у р д ю м о в Г.В. ДАН СССР, 1951, т.80, №1, с.49.
4. К р и с т а л М.А. Диффузионные процессы в железных сплавах, М., "Металлургиздат", 1963.
5. Р а у б Э., Ц д а т е В.Сб. "Проблемы современной металлургии", М., ИЛ, 1952, с.102-111.

Д.Н.Худокормов, Г.И.Самаль,
Л.Ф.Керженцева

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИИ ХРОМА В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОМ И КОМПАКТНОМ ЖЕЛЕЗЕ

Известно [1], что диффузионные процессы, протекающие в металлокерамических материалах, имеют свои особенности по сравнению с литыми. В пористых телах, где кроме непосредственного контакта между равнородными и взаимно растворимыми металлами имеются свободные поверхности, процесс диффузии осложняется наличием нескольких различных механизмов переноса массы - объемной диффузии, поверхностной диффузии, диффузии через газовую фазу. В связи с особенностями пористых тел большой практический и теоретический интерес представляет изучение процессов диффузии в металлокерамическом железе в сравнении с процессами, происходящими в компактном железе.

Целью настоящей работы явилось исследование диффузии хрома в пористом (плотностью 75%) и компактном железе с помощью радиоактивного изотопа Cr^{51} . Нанесение источника диффузии на поверхность образцов осуществлялось в вакууме ($1 \cdot 10^{-5}$ мм.рт.ст) путем испарения и конденсации индикатора. Диффузионные отжиги проводились в атмосфере водорода в интервале температур 1100-1300°C. Коэффициенты диффузии определялись методом измерения интегральной радиоактивности остатка образца при снятии с него слоев. Радиоактивность измерялась на радиометре ДП-100 с помощью торцового счетчика Т-25-БФЛ. Линейный коэффициент поглощения излучения изотопа Cr^{51} в металлокерамическом железе, определенный с использованием алюминиевой фольги, оказался равным 400 см^{-1} .

Исследования показали, что диффузионная подвижность хрома в пористом железе выше, чем в компактном. В интервале температур 1100-1300°C после диффузионного отжига в течение 3 часов глубина проникновения хрома в металлокерамическом железе составляла 135-215 мк, а в армо-железе - 50-80 мк, причем концентрация хрома на одинаковой глубине слоя повышена у пористых образцов (рис.1). Увеличение времени диффузионного отжига и проведение преддиффузионного отжига не приводит к существенным изменениям в характе-

ре распределения хрома.

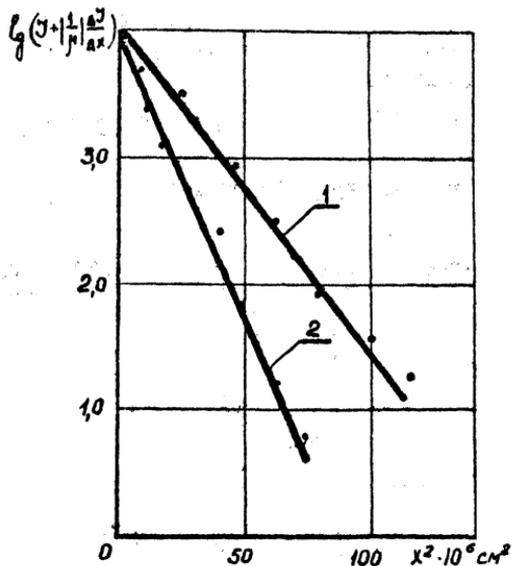


Рис.1. Распределение хрома в пористом железе (1) и арможелезе (2) при температуре 1250°C в течение 3 часов (предварительный отжиг: $T = 1250^\circ\text{C}$, $\tau = 6$ часов)

Установлено, что коэффициенты диффузии хрома в металллокерамическом железе во всем исследованном интервале температур имеют большие значения, чем для армо-железа. Так, при 1150°C эффективные коэффициенты диффузии хрома в пористом и компактном железе соответственно равны $4,78 \cdot 10^{-10}$ и $6,02 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{сек}$. По мере повышения температуры диффузионного отжига разница в значениях $D_{\text{эф}}$ уменьшается. Следует отметить, что увеличение времени преддиффузионного и диффузионного отжигов также приводит к некоторому снижению коэффициентов диффузии хрома в пористом железе, приближая их к значениям для компактных материалов.

Из графика зависимости $lg D$ от $\frac{1}{T}$ (рис.2) видно, что при более низких температурах наблюдается некоторое отклонение значений $lg D$ от прямой линии. Это связано, вероятно, с более интенсивным протеканием граничной диффузии. С повышением температуры в суммарный диффузионный поток больший вклад вносит объемная диффу-

зия, При этом значения коэффициентов диффузии в металлокерамическом и компактном железе становятся близкими по величине.

На основании экспериментальных данных была выведена температурная зависимость коэффициентов диффузии хрома, которую можно выразить следующим уравнением:

$$D_{\text{м/к Fe}}^{\text{Cr}} = 4,67 \cdot 10^{-4} \exp(-39300/RT) \text{ см}^2/\text{сек};$$

$$D_{\text{армко - Fe}}^{\text{Cr}} = 5,88 \exp(-72000/RT) \text{ см}^2/\text{сек}.$$

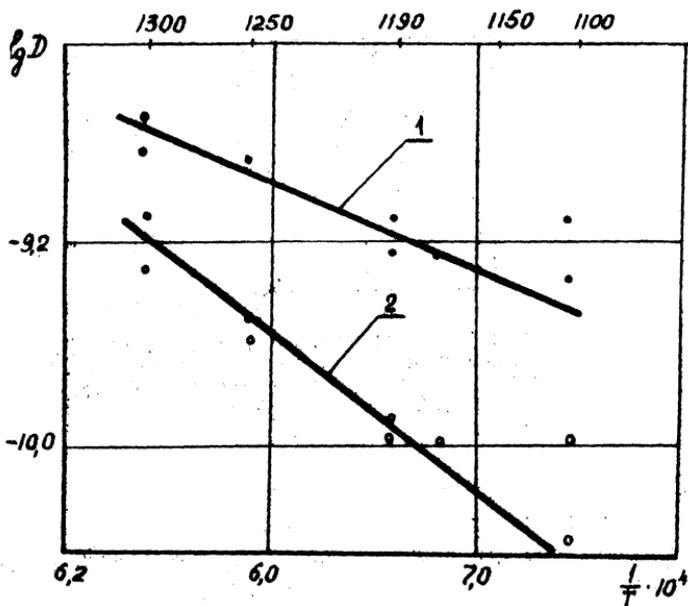


Рис. 2. Зависимость $\lg D$ от $1/T$ пористого железа (1) и армко-железа (2).

Кажущая энергия активации диффузии хрома в металлокерамическом железе (39,3 ккал/г-атом) ниже соответствующей величины для армко-железа (72,0 ккал/г-атом). Эти значения в то же время меньше величины 97,0 ккал/г-атом [2] для объемной диффузии хрома в γ -железе и больше 30,2 ккал/г-атом для смешенного типа диффузии.

Полученные результаты позволяют предположить, что в случае диффузии хрома в металлокерамическом железе перенос диффундирующего элемента осуществляется, вероятно, путем поверхностной, граничной и объемной диффузии, а в случае компактного армко-железа в большей степени — объемной диффузии.

Л и т е р а т у р а

1. Г е г у з и н Я.Е. Физика спекания. М., "Наука". 1967.
2. Г р у з и н П.Л. Проблемы металловедения и физики металлов, вып.4. М., "Металлургиздат" 1955.

Н.П.Гребнев, М.Я.Куцер,
Г.И.Самаль

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЦЕМЕНТАЦИИ ХРОМИСТЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Одним из эффективных методов упрочнения спеченных деталей, изготовленных из высокохромистых материалов и работающих при больших ударных нагрузках, является цементация. В совокупности с закалкой достигается значительное повышение твердости и износостойкости поверхности, а также возрастает объемная прочность материала. При этом в цементированном слое должно содержаться необходимое количество равномерно распределенных мелкодисперсных карбидов.

Установлено, что при использовании для цементации уже известных карбураторов на поверхности хромистых материалов образуется окисная пленка, толщина которой определяется выбранным режимом насыщения и составом материала. По границам зерен и частиц окисление проникает на большую глубину, что препятствует диффузии углерода при цементации вглубь металла. Кроме того, наличие окисных пленок служит причиной появления трещин в цементированном слое [1]. Из-за низкого углеродного потенциала цементация в газовой среде не обеспечивает необходимого (2,5-3,5 мм) насыщения поверхности углеродом [2]. Для интенсификации науглероживания рекомендуется вводить в состав твердого карбуратора Na_2CO_3 или Ba_2CO_3 [3], а для устранения окислительных процессов при цементации-добавлять раскислители [1].

При исследовании процесса безокислительной цементации спеченного материала ПЖМ2 - 20%ПХ30 применялся карбуратор, состоящий из отработанного древесноугольного карбуратора, кальцинированной соды Na_2CO_3 и силикокальция марки КаСи - I. Изучение кинетики науглероживания железохромистых образцов с относительной плотностью 97% осуществлялось при 1000°C. Качество насыщения контролировалось микроструктурным анализом и глубиной слоя цементации. Определение оптимального состава карбуратора проводилось при цементации образцов в древесном угле с добавками 10,15; 20,25, 30 и 40% кальцинированной соды в течение 1;2;4;6;8 и 12 часов.

Установлено, что с повышением содержания Na_2CO_3 от 0 до 25% глубина диффузионного слоя увеличивается, а затем уменьшается. На рис. I показано изменение глубины слоя цементации в зависимости от продолжительности процесса и состава карбюратора.

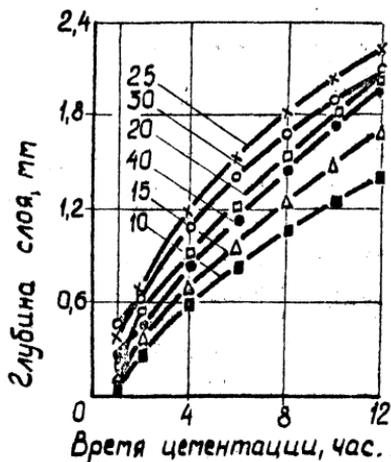


Рис. I. Глубина диффузионного слоя после цементации в зависимости от продолжительности процесса и состава карбюратора (цифрами показано содержание Na_2CO_3 , в, %)

в течение 2; 4; 6; 8; 10 и 12 часов.

Для деталей, работающих на износ, особое значение имеет характер структуры науглероженного слоя, прилегающего к рабочей поверхности [3]. Поэтому исследовался состав структуры слоя в зависимости от температуры и времени цементации. Из таблицы I видно, что с повышением температуры насыщения увеличивается глубина диффузионного слоя. При температуре 1050°C углубина слоя увеличивается почти в 3 раза по сравнению с температурой 900°C . Наибольшая интенсивность образования слоя наблюдается в течение первых 6 часов, а затем она снижается. Это можно объяснить тем, что при цементации в карбюраторе с добавками Na_2CO_3 в начальный период в газовой среде содержится более 50% CO , а затем количество

Для предотвращения окислительных процессов при цементации хромистых материалов в карбюраторе с 2% Na_2CO_3 вводился силикокальций. При анализе результатов исследований определен оптимальный состав карбюратора: уголь древесный — 55%, кальцинированная сода — 25%, силикокальций — 20%.

Для оптимизации технологических параметров науглероживания была проведена цементация при температурах от 850 до 1050°C с интервалом 50° и временем выдержки 6 часов. По результатам исследований определена температура цементации — 1000°C . При этой температуре проводилось науглероживание

его постепенно уменьшается [2]. Микроструктурным анализом установлено, что при температуре насыщения 850–900°C образуется очень мало карбидов, слой имеет структуру эвтектоидную и доэвтектоидную. В интервале температур 950–1050°C количество карбидной фазы увеличивается, причем, преимущественное скопление ее наблюдается по границам частиц X80, зерен и пор.

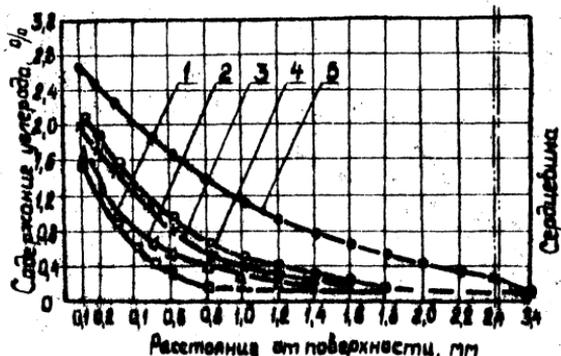


Рис. 2. Распределение углерода по глубине цементированного слоя в зависимости от температуры процесса: 1 - 850°C; 2 - 900°C; 3 - 950°C; 4 - 1000°C; 5 - 1050°C

Распределение углерода по глубине слоя в зависимости от температуры цементации показано на рис. 2. Видно, что с повышением температуры изменяется характер распределения углерода. При 900°C содержание это в поверхностном слое составляет 1,8%, а при 1050°C — 2,9%. Следует отметить, что при цементации в интервале температур 850–1050°C имеет место плавный переход от структуры слоя к основному металлу.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что цементации целесообразно подвергать высокохромистые металл-керамические материалы в твердом карбураторе указанного состава при температуре 1000–1050°C в течение 8–12 час.

Л и т е р а т у р а

1. Л я х о в и ч Л.С., В о р о ш н и н Л.Г., К а р л е н -
к о Д.П. Повышение стойкости штампового инструмента методами хи-
мико-термической обработки. БелНИИ научно-технической информации
и технико-экономических исследований, Минск, 1971.

2. М и н к е в и ч А.Н. Химико-термическая обработка сталей.
М., "Машиностроение". 1965.

3. Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д. Термическая и химико-
термическая обработка в порошковой металлургии. Сб. трудов.
ИПМ АН УССР. Киев, "Наукова думка". 1969.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОРИСТОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ ПОЛОС,
ПРОКАТАННЫХ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Определение пористости производилось на микрошлифах среза сырых полос, заливаемых стерокрилом. Путем шлифования наждачной бумагой и полирования фетром с окисью хрома достигался зеркальный блеск шлифа с явно выраженными порами.

Пористость определяли по линейному методу А.Розивали [1], заключающемуся в суммировании длины участков пор, находящихся на определенном отрезок прямой микрошлифа. Измерения производили на металлографическом микроскопе МИМ-8М. Секущей линией служила линейка окуляр-микрометра микроскопа. Для подсчета длины участков пор сконструирована интегральная приставка (рис.1). На опорной

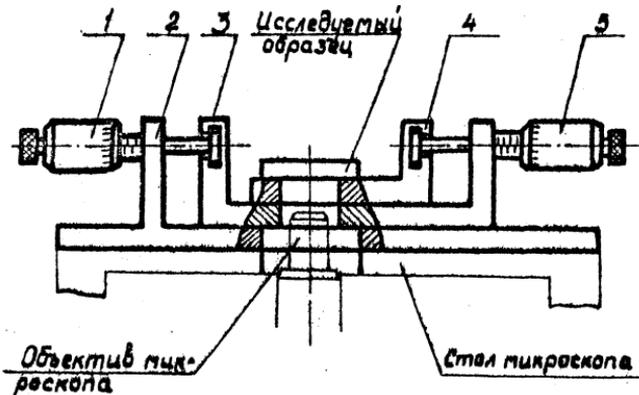


Рис.1. Принципиальная схема интегральной приставки

плите 2 приставки установлены две подвижные плиты 3 и 4, продольное перемещение которых осуществляется с помощью микрометров 1 и 5, суммирующих размер разных фаз (пор и металла) на исследуемом отрезке прямой. Приставка устанавливается на столе микроскопа, а

исследуемый образец закрепляется на плите 3 таким образом, чтобы граница поверхности полосы, была параллельна линии окуляр-микрометра.

Пористость в исследуемом сечении определяли по формуле

$$\Pi = \frac{l_1}{l_1 + l_2},$$

где l_1 - суммарная длина пор на отрезке прямой определенной длины $l_1 + l_2$;

l_2 - суммарная длина расстояний между порами на этом же отрезке прямой.

Длина отрезка, на котором производили измерение пористости, составляла 25-30 мм. Поперечным перемещением стола микроскопа измеряли расстояние линейки окуляр-микрометра от края микрошлифа (поверхности полосы), что позволило определить пористость по толщине полосы. Общую плотность образцов исследуемых полос определяли гидростатическим взвешиванием.

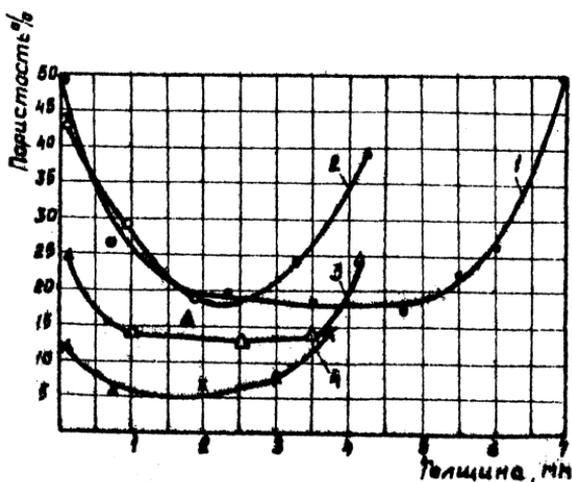


Рис. 2. Распределение пористости по толщине подложки средней плотности: 1-5,37 г/см³; 2-5,5 г/см³; 3-6,5 г/см³; 4-7,1 г/см³.

На рис.2 приведены результаты измерений по описанной методике пористости по толщине полос, прокатанных из железных порошков марки ПЖИМ2 на дуостане в валках диаметров 600 мм.

Из рис.2 видно, что у прокатанных из порошков полос пористость по толщине распределена неравномерно: по мере удаления от поверхности полос она уменьшается, причем наиболее интенсивное уменьшение пористости происходит в прилегающих к поверхности слоях полос. Увеличение общей плотности приводит к уменьшению неравномерной пористости по толщине полос.

Л и т е р а т у р а

1. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник, т.1, М., 1961.

К ВОПРОСУ ОБ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ИССЛЕДОВАНИИ УСИЛИЙ
ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ХАРАКТЕРА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СПЕЧЕННОЙ
ЗАГОТОВКИ ПРИ ВЫДАВЛИВАНИИ

Разработка технологии изготовления металлокерамических изделий пластическим деформированием потребовала изучения силовых режимов и характера формоизменения спеченной заготовки. Как известно, основой почти всех расчетов в обработке металлов давлением являются экспериментальные данные по характеристикам сопротивления материала пластическому деформированию, получаемые на основе измерения удельных усилий и деформаций (I).

В данной работе представлена методика и некоторые результаты измерения усилий и деформаций при обратном выдавливании пористых спеченных заготовок.

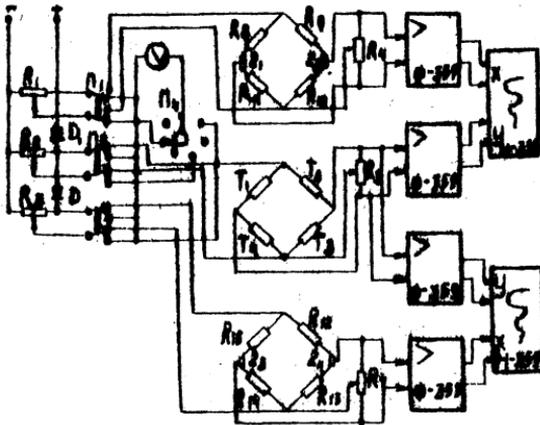


Рис. I. Схема измерения усилий и деформаций:
переключатель Π_1 - в положении "Контроль напряжения питания", переключатель Π_2 - в положении "Канал I"

Принципиальная схема измерения и регистрации исследуемых

параметров представлена на рис. I. Для измерения усилий выдавливания использовалась мессдоза с проволочными тензопреобразователями T_1-T_4 , наклеенными на цилиндрическую измерительную плиту, испытывающую при нагружении чистый изгиб. Такая конструкция мессдозы позволяет при сравнительно небольших габаритах проводить измерения значительных усилий в широких пределах, причем изменение диапазона измерений достигается сменой измерительной плиты. Тарировка измерительного устройства показала линейность характеристики в области упругой деформации измерительной плиты в достаточно большом диапазоне изменения усилий.

Как показали эксперименты [2], характеристиками формоизменения спеченной заготовки в процессе закрытого обратного выдавливания могут служить величины перемещения пуансона и течения материала в кольцевой зазор между пуансоном и стенкой матрицы.

Для регистрации величин перемещения пуансона и течения материала заготовки были разработаны и изготовлены датчики реохордного типа.

Датчик перемещений, измерительный стержень которого связан с подвижной траверзой, крепится к станине пресса, а датчик течения материала - в направляющей втулке штампа. Течение материала деформируемой заготовки передается измерительному стержню, связанному с подвижными контактами реохордов. Реохорды датчиков включаются в схему моста, четырьмя плечами которого являются балластные сопротивления (R_8-R_{11} - для датчика течения и $R_{12}-R_{15}$ - для датчика перемещения) и сопротивления частей реохордов, разделенных точкой подвижного контакта (Z_1 и Z_2 , Z_3 и Z_4 - для датчиков течения и перемещения соответственно). Схема подключения реохордов такова, что при перемещении подвижных контактов сопротивление соседних плеч моста изменяется с разным знаком. Этим самым обеспечивается максимальная чувствительность измерительной схемы и температурная компенсация [3]. Переменные резисторы R_1, R_2, R_3 служат для регулировки напряжения питания, а R_4, R_5, R_7 - для начальной балансировки мостовых схем. Переключатели Π_1, Π_2 и Π_3 предназначены для установки рода работы ("контроль напряжения питания" или "работа"). Измерительный прибор для контроля напряжения питания каждого из мостов подключается галетным переключателем Π_4 .

В качестве регистрирующей аппаратуры применялись двухкоор-

динатные самопишущие миллиамперметры И-359 с усилителями Ф-359. На канал X одного из приборов подается сигнал датчика перемещения пуансона, а второго — течения материала, на канал Y обоих миллиамперметров подается сигнал датчика усилия. Точность измерений исследуемых величин лежит в пределах 1,0-1,5%.

Применение такой регистрирующей аппаратуры имеет ряд преимуществ: отсутствует необходимость проявления осциллограмм, что имеет место при использовании светолучевых осциллографов; непосредственно в ходе эксперимента можно наблюдать за контролируемыми параметрами и исправной работой измерительной схемы и, наконец, без дополнительной обработки получаемые осциллограммы отражают исследуемые зависимости $P = f(s, h)$, где s и h — величины перемещения пуансона и течения материала соответственно.

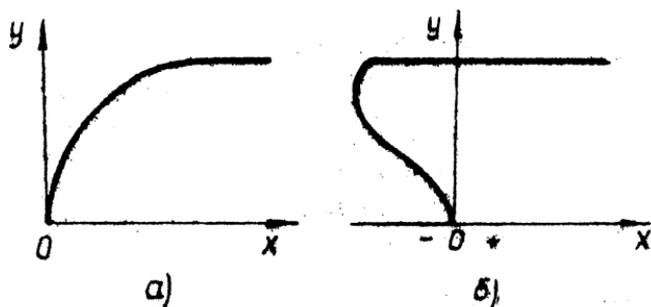


Рис.2. Пример осциллограмм записи усилия деформирования и течения материала заготовки в кольцевой зазор в процессе обратного выдавливания:
 а - осциллограмма "перемещение пуансона - усилие";
 б - осциллограмма "течение материала - усилие"

О характере формоизменения пористого тела в процессе выдавливания можно судить по осциллограмме записи течения материала (рис.2), на которой видно, что имеется область "отрицательного" течения, свидетельствующая об увеличении высоты заготовки в ре-

зультате уплотнения. Как показали эксперименты, ширина этой области зависит от исходной плотности заготовки: чем ниже плотность, тем шире область "отрицательного" течения.

По-видимому, процесс формоизменения пористой заготовки при выдавливании находится под влиянием двух факторов: уплотнения и течения материала в кольцевой зазор. При этом на разных этапах деформирования преобладает один из них. Интенсивное течение материала начинается после достижения определенного значения плотности.

Проведенные эксперименты показали, что усилие выдавливания спеченных порошковых заготовок существенно зависит от исходной плотности и снижается по сравнению с литыми в среднем на 25%.

Л и т е р а т у р а

1. Г р о м о в Н.П. Теория обработки металлов давлением, М., "Металлургия". 1967.

2. С е в е р д е н к о В.П., З в о н а р е в Е.В., К у ц е р М.Я., Б у л а х В.Н. Геометрический показатель деформаций при обратном выдавливании. В Сб. "Прогрессивные способы изготовления металлокерамических изделий" (материалы к I-й Республиканской конференции по порошковой металлургии). "Полымя", Минск, 1971.

3. Т у р и ч и н А.М. Электрические измерения неэлектрических величин. М., Госэнергоиздат. 1959.

НОВЫЙ СПЕЧЕННЫЙ ФРИКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ РАБОТЫ В МАСЛЕ

В НИИПМ БПИ разработан новый металлоситалловый спеченный материал для работы в условиях масляной среды. Основу материала составляет железостеклянная матрица, причем состав стекла и технологические режимы выбраны таким образом, что в процессе спекания стекло, кристаллизуясь, образует ситалл, который по механическим характеристикам и износостойкости значительно превосходит исходное сырье-стекло.

Спеченный материал на железоситалловой основе, имеющий физическое родство основы с сопряженной парой (сталь, чугун), обладает высоким коэффициентом трения и теплостойкостью.

Правильный выбор состава матрицы позволяет получить износостойкий материал вследствие благоприятного сочетания мягкой основы с твердыми включениями ситалла.

Образующиеся при спекании по границам включений ситалла связи с железом предохраняют частицы этого компонента от выкрашиваний в процессе работы фрикционного материала. Хорошая коррозионная стойкость металлоситаллового материала определяется стремлением стекла в процессе ситаллизации заполнить открытые поры, в результате чего исключается доступ агрессивным реагентам в глубь материала.

Проведенные предварительные эксперименты, а также изучение литературных данных [1 - 4] показали, что для создания работоспособного в условиях масляной среды железоситаллового материала должны быть включены следующие компоненты (вес,%): Cu 3-20; графит 4-10; BaSO₄ 4-8; ситалл 2-8; MoS₂ 2-6; железо - остальное.

При поиске оптимального варианта состава материала был использован математический метод планирования эксперимента [5-7], который позволил построить стратегию исследования на последовательности четких логических операций. Задача формулировалась следующим образом. Предполагалось, что параметр оптимизации связан с факторами определенным математическим выражением. В качестве параметра оптимизации был выбран износ, определявшийся на машине тре-

ния ИМ-58 при удельном давлении 60 кг/см^2 , скорости скольжения 8 м/сек и подаче масла 2 л/мин .

Варьируемыми факторами являлись компоненты состава. При составлении матрицы планирования использована $1/4$ -реплика от полного факторного эксперимента 2^5 .

В связи с тем, что имело место неравномерное дублирование повторных опытов, коэффициенты регрессии линейного уравнения рассчитывались при помощи матричных операций с использованием счетно-вычислительной машины и были равны

$$b_0 = 21,9; \quad b_1 = 0,35; \quad b_2 = 3,4; \quad b_3 = 0,42; \quad b_4 = -3,1; \\ b_5 = 0,37, \text{ а уравнение регрессии имело вид}$$

$$Y = 21,9 + 0,35x_1 + 3,4x_2 + 0,42x_3 - 3,1x_4 + 0,37x_5.$$

Проверка значимости каждого коэффициента проводилась построением доверительного интервала.

При уровне значимости $\alpha = 0,05$ и числе степени свободы $f = 36$ доверительный интервал коэффициента регрессии равен

$$\Delta b = \pm 3,02.$$

Следовательно, коэффициенты b_1 ; b_2 и b_5 статически незначимы и уравнение регрессии имеет окончательный вид:

$$Y = 21,9 + 3,4x_2 - 3,1x_4.$$

Проверка адекватности полученной линейной модели производилась по критерию Фишера. Так как в результате расчета получили

$$F_{\text{экс}} = 1,8,$$

а $F_{\text{табл.}}(2; 36; 0,05) = 3,25$, то модель можно признать адекватной.

Исходя из результатов, полученных при реализации матрицы планирования, был сделан вывод, что область оптимума близка.

Следующий этап решения задачи по определению оптимального состава функционального материала - движение по градиенту (крестовое восхождение). При этом незначимые факторы стабилизировались на основном уровне.

В результате крутого восхождения получен материал, износ которого составил 12мк при коэффициенте трения 0,140.

Проведенные исследования с применением метода математической статистики при минимальном количестве опытов позволили получить первый вариант нового фрикционного материала на железоситалловой основе для работы в масле. Коэффициент трения этого материала в 2 раза выше, чем у применяемого в промышленности сплава на медной основе МК-5. При этом износостойкость нового материала сохраняется на достаточно высоком уровне, а стоимость снижается более чем в 2 раза.

Л и т е р а т у р а

1. Б е б и с в П.И. В сб. "Порошковая металлургия", Ярославль, 1956.
2. И г н а т о в Л.И. и др. Производство фрикционных материалов на железной основе. м., "металлургия", 1968.
3. М и г у н о в В.П. Фрикционные металлосерамические материалы для тормозов. Изд. ИИМ АН УССР, Киев, 1970.
4. В л а с ю к Р.З. и др. "Порошковая металлургия", №5, 1971.
5. Ф и н н и Д. Введение в теорию планирования эксперимента. М., "Наука", 1970.
6. Н а л и н о в В.В. Теория эксперимента. М., "Наука", 1971.
7. А д л е р Б.П. и др. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М., "Наука". 1971.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОХРОМИСТОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ

Известно, что износостойкость антифрикционных спеченных материалов на железной основе может быть существенно повышена путем легирования хромом [1]. В работе [2] было показано, что введение 3-7% хрома в виде стального порошка Х30 в антифрикционные материалы на основе малоуглеродистого железа (с добавками дисульфида молибдена в качестве твердой смазки) повысило износостойкость в 2-3 раза.

Установлено, что механические и антифрикционные свойства в значительной мере зависят от температуры и продолжительности спекания, так как при этом происходит перераспределение хрома между частицами Х30 и чистым железом. Ниже приводятся некоторые результаты изучения процессов растворения хрома в железохромистых образцах, спеченных при различных температурах и выдержках. Для изготовления образцов использовался железный порошок Броварского завода в состоянии поставки. Легирование хромом проводилось введением 27% стального порошка Х30 (ГОСТ 13084-67), образцы спекались в атмосфере диссоциированного аммиака при температурах 1050, 1150 и 1250°C в течение 1-12 часов.

В процессе спекания происходило растворение хрома и образование твердого раствора. Изменение концентрации твердого раствора при высоких температурах и различных временных выдержках приводит к изменению параметра кристаллической решетки растворителя. Так, растворение хрома в железе (до 40-45%) приводит к практически линейному увеличению периода элементарной ячейки раствора. Но из-за наибольшего различия атомных диаметров (2,57 и 2,54 Å для хрома и железа соответственно) это увеличение мало и составляет 0,0005 Å на 1% (по массе) хрома [3], что предъявляет повышенные требования к точности определения параметра кристаллической решетки. Наиболее надежным является определение параметра кристаллической решетки по угловому положению центра интерференционной линии. Однако введение хрома в образец в виде частиц Х30 исключает использование этого метода. Действительно,

интерференционная линия (220) α образца из двух фаз (чистого железа и частиц X30), представляющих собой раствор замещения хрома в α -железе, является результатом наложения друг на друга интерференционных линий этих фаз (рис. I, в). Переход хрома из частиц X30 в железо приводит к сближению этих линий, но, как показывает теоретический расчет и экспериментальные данные, центр тяжести суммарной линии при этом не меняется. Определение параметра кристаллической решетки по положению вершины интерференционной линии тоже исключено вследствие неомогенности твердого раствора.

В этих условиях значительно больше информации можно получить из анализа профиля интерференционной линии. Хотя этот метод не позволяет получить количественно концентрацию твердого раствора, он может качественно характеризовать кинетику перераспределения хрома между частицами X30 и чистого железа.

Съемка проводилась на дифрактометре ДРОН-1 в железном излучении. Построение профиля интерференционной линии (220) α проводилось путем ступенчатого перемещения счетчика с набором импульсов за равные промежутки времени (метод постоянного времени счета). Угловой интервал сканирования $2 \Delta \theta$ составлял $0,1^\circ$; время набора импульсов - 40 сек. Минимальное число импульсов, набранное за это время, было не менее 10000, что составляло относительную ошибку, обусловленную статистической природой потока квантов, не более 1% (без учета потерь счета в регистрирующей аппаратуре).

На рис. I представлен профиль интерференционной линии (220) исследуемых образцов.

В малугловой части линии образца с 27% X30, подвергнутого лишь рекристаллизационному отжигу при 700°C , наблюдается дополнительный четко выраженный пик, принадлежащий линии (220) X30 (рис. I, в). В то же время совпадение углового положения пиков d_1 и d_2 с линией образца из чистого железа (рис. I, а) и четкое расщепление α -дублета указывает на отсутствие перераспределений хрома.

Двухчасовое спекание при 1050°C приводит к частичному перераспределению хрома. Часть хрома из частиц X30 переходит в железо, образуя очень неоднородный малохромистый раствор. Об этом свидетельствует уменьшение полноты расщепления α -дублета и размытие дополнительного пика, принадлежащего X30 (рис. I, г).

Увеличение времени спекания приводит к дальнейшему растворению хрома. Пик X30 не выявляется вообще, но в то же время суммарная линия имеет аномальное малоугловое размытие, что объясняется повышенным (по сравнению со средним) содержанием хрома в частицах X30 (рис. I, д).

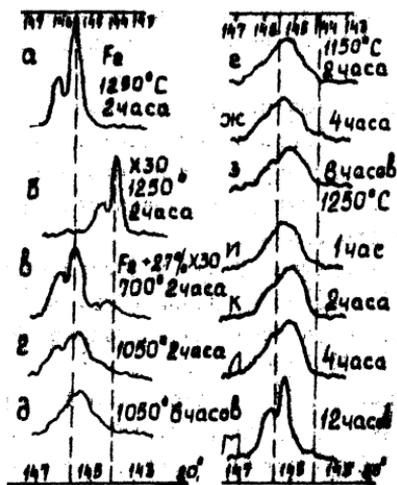


Рис. I. Изменение профиля интерференционной линии (220) α в зависимости от степени растворения хрома

Повышение температуры спекания до 1150°C интенсифицирует растворение хрома и способствует большей гомогенизации образующегося раствора. После 6-часового спекания на рентгенограмме наблюдается некоторое расщепление α -дублета, хотя сохраняющееся малоугловое размытие свидетельствует о неполном растворении хрома (рис. I, в).

Еще интенсивнее перераспределение хрома происходит при 1250°C. Уже при двухчасовом спекании характер линии (рис. I, к) аналогичен линии образца после 6-часового спекания при 1150°C. С увеличением продолжительности спекания гомогенность раствора растет. Но даже 12-часовой выдержки недостаточно для

полной гомогенизации. Хотя на интерференционной линии наблюдается довольно четкое расщепление α -дублета и малоугловое размытие отсутствует (рис. I, м), в то же время междулинейное расстояние $\Delta \theta = 2\theta \alpha_2 - 2\theta \alpha_1$ меньше, чем в неспеканном железе с X30 (0,50 и 0,77° соответственно), что может быть объяснено только негомогенностью твердого раствора. Об этом же свидетельствует и некоторое различие микротвердости участков, принадлежащих частицам α -железа и X30 (α -Fe - 140 кг/мм², X30 - 180 кг/мм² соответственно).

Л и т е р а т у р а

1. Т и т а р е н к о С. В. и др. "Порошковая металлургия", № 10, 1971.

2. Р а н о в с к и й В. С. , Р а н о п о р т Л. А. , Ш м а г и н Л. М. Прогрессивные способы изготовления металлокерамических изделий. Минск, "Полымя". 1971.

3. У м а н с к и й Я. С. Рентгенография металлов и полупроводников. Металлургиздат, М., 1969.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ МЕТОДОВ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ
В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ВОДЫ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

Спеченные детали на основе железа являются наиболее распространенной продукцией порошковой металлургии. Однако применение этих изделий в целом ряде случаев ограничено в связи с их низкой коррозионной стойкостью, обусловленной наличием пористости и повышенной гетерогенностью. Эти причины способствуют образованию множества микрогальванических элементов, значительно повышающих анодный ток и, следовательно, анодное растворение металла в процессе электрохимической коррозии [1,2]. Ток микрогальванического элемента может быть определен по формуле Ериксона и Полмайера [1].

$$i_m = k \frac{E_k - E_a}{W} [a] , \quad (I)$$

где k - константа, учитывающая электропроводность электролита;
 E_k, E_a - катодный и анодный потенциал, в;
 W - электросопротивление микрогальванического элемента, ом.

Сумма токов микрогальванических элементов составляет плотность тока на аноде ($i = \sum i_m$) и определяет, таким образом, скорость коррозии.

Следовательно, для уменьшения скорости коррозии должно быть уменьшено число микрогальванических элементов и максимально увеличено их электросопротивление. Этого можно достичь следующими способами:

- пропиткой металлами и органическими веществами;
- нанесением гальванических и химических покрытий;
- механической, дробеструйной и т.п. обработкой поверхности.

В настоящей работе было проведено исследование влияния различных защитных покрытий (никелирование гальваническое и химическое, фосфатирование и оксидирование) на коррозионную стойкость спеченных материалов на основе железа в условиях горячей воды. Для того, чтобы исключить попадание электролита в поры, образцы предварительно пропитывались гидрофобизирующей кремнийоргани-

ческой жидкостью ГРЖ-94. Параллельно испытывались незащищенные образцы. Процесс пропитки и последующего никелирования осуществляется по методике, разработанной Л.М.Апининской и И.Д.Радомысельским [3, 4]. Фосфатирование и оксидирование проводилось по рецептам, разработанным для покрытия металлов [5]. Толщина полученных покрытий составила 12-25 мкм. Образцы для испытаний изготавливались из материалов Ж-100, ЖГ-2, ЖГМ-1-3. Образцы размером 3x3x50мм имели пористость 18-22%.

Образцы с нанесенным защитным покрытием испытывались в установке для коррозионных испытаний. Температура воды поддерживалась в пределах $90 \pm 1^\circ\text{C}$. Время выдержки в среде - 1000 часов.

Коррозионная стойкость оценивалась по изменению веса и электросопротивления образцов. Весовой метод применялся как сравнительный.

Определение скорости коррозии способом замера сопротивления осуществлялось по методике, предложенной В.В.Скороходом [6]. В этом случае оценивалось изменение межчастичного контакта ξ в результате коррозии. Отношение размера контакта к размеру частиц

$$\xi = \frac{\rho_{к1}}{\rho_{к2}}, \quad (2)$$

где $\rho_{к1}$ - удельная электросопротивление материала с нулевой пористостью, ом.см.;

$\rho_{к2}$ - то же образцов с несовершенными контактами, приведенными к нулевой пористости, ом.см.;

$$\rho_{к} = \rho(1 - 1,5\theta), \quad \text{ом.см.}, \quad (3)$$

где ρ - удельное электросопротивление, определяемое в процессе опыта, ом.см.

θ - пористость.

Коррозионная стойкость характеризуется изменением величины межчастичных контактов. Проницаемость определяется по формуле

$$П = 8760 \frac{d(\xi - \xi_1)}{t}, \quad \text{мм/год}, \quad (4)$$

где d - средний статический диаметр частиц порошка, мм;

ξ, ξ_1 - относительная величина межчастичных контактов до и пос-

ле испытаний;

t - время, час.

Результаты испытаний и расчетов приведены в таблицах I и 2.

Следует отметить, что фосфатированные и оксидированные образцы исследовались на коррозионную стойкость только весовым методом, так как метод замера сопротивления в данном случае неприменим из-за высокого электросопротивления защитной пленки.

Т а б л и ц а I

Вид защиты	Шихта	Уд. электро- сопротивле- ние, ом, см		Относительный межчастичный контакт		мм/год П	Балл коррозион- ной стой- кости
		ρ	ρ_1	ξ	ξ_1		
Пропитка ГКЖ-94	Ж-100	0,200	0,201	0,725	0,713	0,011	4
	ЖГ-2	0,202	0,203	0,699	0,698	0,008	3
	ЖГМ-1-3	0,212	0,216	0,675	0,650	0,015	4
Никелирование гальваничес- кое	Ж-100	0,200	0,203	0,713	0,703	0,011	4
	ЖГ-2	0,179	0,182	0,797	0,781	0,020	4
	ЖГМ-1-3	0,178	0,181	0,807	0,786	0,020	4
Никелирова- ние хими- ческое	Ж-100	0,202	0,214	0,706	0,733	0,019	4
	ЖГ-2	0,189	0,192	0,7555	0,740	0,016	4
	ЖГМ-1-3	0,201	0,203	0,709	0,701	0,010	3
Образцы незащищен- ные	Ж-100	0,315	0,555	0,821	0,465	2,56	8
	ЖГ-2	0,313	0,712	0,824	0,322	4,76	8
	ЖГМ-1-3	0,325	0,742	0,807	0,302	4,72	8
Стали углеро- дистые (0,5% С)							
[7]							6

Т а б л и ц а 2

Вид защиты	Шихта	Привес	Скорость коррозии, $\frac{г}{см^2 \cdot ч}$	Показатель коррозии, $\frac{мм}{год}$	Балл коррозионной стойкости
Фосфатирование с последующим оксидированием и пропиткой ГКЖ-94	Ж-100	0,0482	0,283	0,0315	4
	ЖГ-2	0,0488	0,0263	0,0306	4
	ЖГМ-1	0,0434	0,0255	0,0289	4
Фосфатирование с последующей пропиткой ГКЖ-94	Ж-100	0,0413	0,0242	0,0262	4
	ЖГ-2	0,0366	0,0216	0,0245	4
	ЖГМ-1-3	0,0240	0,0241	0,0157	4

Исследования показали, что в горячей воде спеченные материалы на железной основе корродируют весьма интенсивно. По данным десятибалльной шкалы коррозионной стойкости [7] их можно квалифицировать как малостойкие (8-й балл коррозионной стойкости), причем материал Ж-100 более стоек на (2-2,6 мм/год), чем ЖГ-2 и ЖГМ-1-3. Это можно объяснить тем, что повышение неоднородности материала способствует увеличению количества участков с различными значениями электродного потенциала. Подтверждается это тем, что после нанесения защитных покрытий, т.е. после исключения влияния микрогальванических элементов на коррозионный процесс, различие в показателе коррозии существенно уменьшается.

Пропитка спеченных материалов на железной основе жидкостью ГКЖ-94 надежно защищает от коррозии в горячей воде (3-4-ый баллы коррозионной стойкости). Однако вследствие низких механических свойств пленка полимеризованной ГКЖ-94, образовавшаяся на поверхности детали, ненадежна. Последующее гальваническое или химическое покрытие исключает этот недостаток без изменения коррозионной стойкости.

В процессе оксидирования и фосфатирования идет образование оксидных и фосфидных пленок не только на поверхности детали, но и на поверхности пор. Поэтому пропитка составом ГКЖ-94 проводилась после нанесения химических покрытий. В данном случае балл коррозионной стойкости повышается до четвертого, однако скорость коррозии в 1,5-2,5 раза ниже, чем у никелированных деталей.

Таким образом, показано, что спеченные материалы на железной

основе обладают низкой коррозионной стойкостью в горячей воде. Используя в зависимости от среды, различные средства коррозионной защиты можно значительно повысить коррозионную стойкость деталей.

Л и т е р а т у р а

1. Grubitsch „Werkstoffe und Korrosion“, 1, 89, 1950
2. W. Müller „Galvanotechnik und Oberflächenschutz“, 7, 1966
3. А п и н и н с к а я Л.М., Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д. "Порошковая металлургия", №6, 1963.
4. А п и н и н с к а я Л.М., Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д. "Порошковая металлургия", №5, 1965.
5. Я м п о л ь с к и й А.М., И л ь и н В.А. Краткий справочник гальванотехника. М.: "Машиностроение", 1962.
6. С к о р о х о д В.В. ДАН УССР, 10, 1960. Автореферат. диссертации. Киев, 1961.
7. К л и н о в И.Я. Коррозия химической аппаратуры и коррозионностойкие материалы. М., "Машиностроение". 1967.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОСЛОЙНОЙ
ПРОЧНОСТИ ЗОНЫ МАТРИЦА-МАТРИЦА В АРМИРОВАННОМ
МАТЕРИАЛЕ

Прочность соединения элементов волокнистых композиций оказывает решающее влияние на их механические характеристики и является решающим фактором при экспериментальном определении технологических режимов их получения. Однако в литературе практически отсутствуют данные о количественной оценке прочности соединения элементов в таких композициях.

Целью настоящей работы была разработка количественных методов определения прочности соединения элементов композиции и сравнительная оценка эффективности их применения.

По разработанной методике испытания микрообразцов в статическом режиме на разрывной машине фирмы "Инстрон" и в динамическом режиме на маятниковом копре МК-05 проводились с помощью универсального приспособления, изображенного на рис.1.

Захват 2 стяжками I и перекладиной 6 крепится к молоту маятника, захват 3 располагается на подставке 5. Образец зажимается клиньями 4, перемещающимися в цилиндрических направляющих. При падении маятника захват 2 двигается вместе с молотом, а захват 3, входя выступами в зацепление с губками копра, останавливается, и происходит разрыв образца.

Для записи диаграммы динамического нагружения образцов использовались тензометрические датчики сопротивления с базой 10мм, наклеенные на стяжки I, тензоусилитель 4ТУ-В6-ТД и осциллограф Н-102. Запись осциллограммы осуществлялась на 35-миллиметровую негативную пленку КН-4С светочувствительностью 250 единиц. За счет применения специального фендонового проявителя чувствительность пленки удалось повысить до 1000 единиц ГОСТ, что позволило довести скорость протяжки пленки в осциллографе до 5 м/сек и обеспечить качественную запись скоростного процесса. Работа разрушения образца определялась по шкале копра. На разрывной машине приспособление крепилось в захватах для испытания плоских образцов.

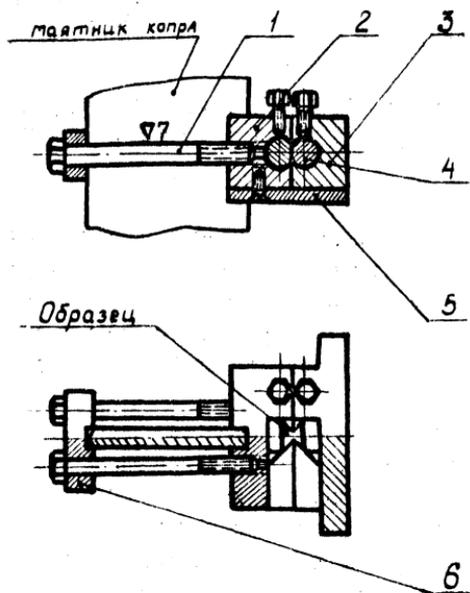


Рис.1. Приспособление для испытания микрообразцов на отрыв

По описанной методике исследовалось влияние степени радиальной деформации, вызванной переменной величиной заряда взрывчатого вещества, на послойную прочность зоны матрица-матрица в армированной трубе, полученной сваркой взрывом.

Образцы, форма и размеры которых приведены на рис.2, изготовлялись из трехслойной трубы из сплава АМгЗ длиной 400 мм с наружным диаметром $I20+I00$ мм и толщиной стенки 9 мм, армированной двумя слоями волокон из стали У9А диаметром 1,2 мм, расположенными вдоль образующей.

Степень радиальной деформации ε определялась выражением

$$\varepsilon = \frac{D_{\text{НАР}}^{\text{II}}}{D_{\text{НАР}}^{\text{I}}} \cdot D_{\text{НАР}}^{\text{K}} \cdot 100\%$$

где $D_{\text{НАР}}^{\text{II}}$ - наружный диаметр внешней трубы до взрыва; $D_{\text{НАР}}^{\text{I}}$ - наружный диаметр армированной трубы.

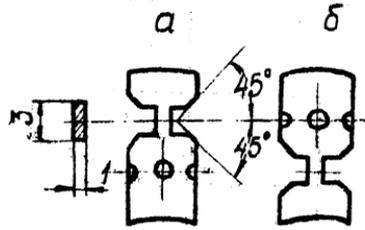


Рис.2. Образцы для определения прочности соединения на отрыв: наружного и среднего слоя (а) и среднего и внутреннего слоя (б)

Результаты исследований приведены на рис.3 и 4

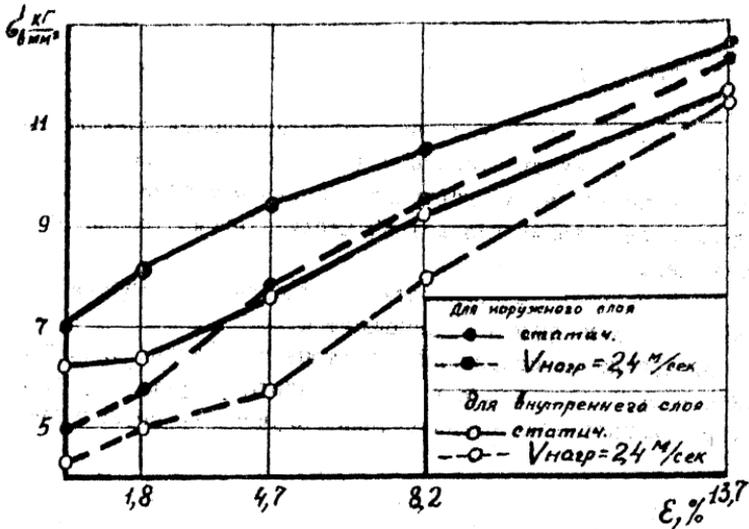


Рис.3. Зависимость прочности соединения слоев матрицы на отрыв от степени радиальной деформации

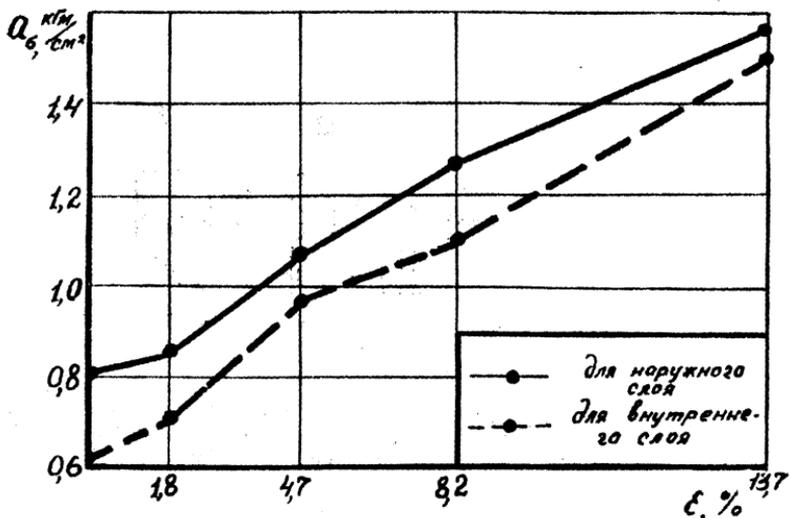


Рис.4. Зависимость удельной работы разрушения зоны матрица-матрица от степени радиальной деформации

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать следующие выводы:

1. Независимо от вида испытания прочность соединения повышается с увеличением степени радиальной деформации, причем прочность соединения между наружным и средним слоями выше, чем между средним и внутренним вследствие неодинаковой степени радиальной деформации.

2. С повышением прочности соединения чувствительность к динамическому нагружению уменьшается.

3. Прочность соединения на отрыв при статическом и динамическом нагружении, как и удельная работа разрушения, являются примерно равнозначными для оценки полученного соединения.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Наличие остаточных напряжений оказывает определенное влияние на свойства материалов [1]. Поэтому исследование возможности изменения величины и знака остаточных напряжений в композиционном материале путем последующих нагревов и охлаждений представляет определенный интерес.

Для изучения влияния последующей термической обработки на механические характеристики композиции Д16М-Х18Н10Т проводились испытания образцов на растяжение на 5 тонной разрывной машине *Riehle Testing Machine*. Исследования выполнялись на образцах с различным объемным содержанием волокна - от 4-16%. Увеличение V_f достигалось путем изменения шага между волокнами. Для каждого вида композиции испытывалось не менее трех образцов. Отжиг образцов производился в интервале температур 100-500°C. Результаты исследований представлены на рис.1. Исследование влияния отжига в используемом интервале температур на изменение механических характеристик волокна и матрицы показали, что предел прочности волокна практически остается неизменным при отжиге во всем исследуемом интервале температур. Прочность же матрицы, подвергнутой взрывной обработке, существенно меняется в зависимости от температуры отжига.

Как видно из графика, предел прочности материала матрицы минимален после отжига при температуре 300°C. При увеличении температуры отжига σ_f^* повышается, так как сплав Д16 является термически упрочняемым алюминиевым сплавом с температурой закалки 495-500°C (2). Во всех исследуемых случаях время выдержки при отжиге составляло 1 час.

Для сравнительной оценки изменения предела прочности после отжига при различных температурах строилась теоретическая кривая изменения свойств композиции Д16-Х18Н10Т. Расчет производился по формуле, основанной на правиле смесей [3].

Для каждой исследуемой температуры отжига при построении теоретической кривой за значение σ_m^* бралось значение σ_f^* на основании результатов, представленных на рис.2.

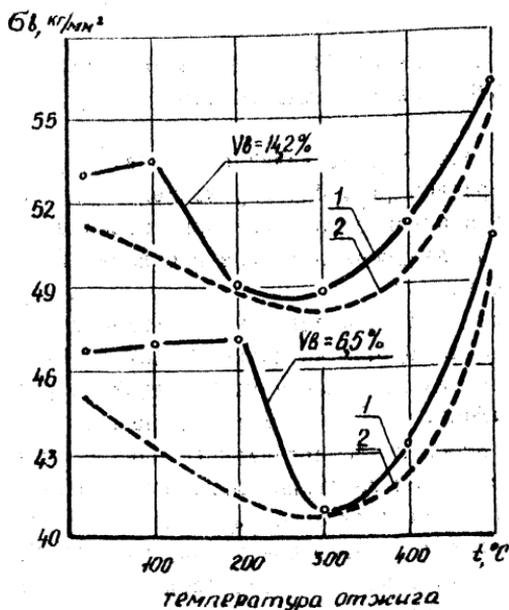


Рис. 1. Влияние температуры отжига на предел прочности при растяжении композиции Д16М-Х18Ni10Т с различным объемным содержанием волокна

Как и следовало ожидать, экспериментально полученные значения предела прочности композиции не совпадают с расчетными. Так как предел прочности волокна в исследуемом интервале температур остается постоянным, а изменение предела прочностей матрицы учитывается при расчете теоретической кривой, то можно предположить, что отклонение σ_t^k происходит в результате изменения уровня внутренних напряжений в композиции. Так, например, отжиг при высокой температуре (100–150°C) приводит к некоторому повышению σ_t^k , что можно отнести за счет частичного снятия внутренних растягивающих напряжений в волокнах. При увеличении температуры отжига σ_t^k резко снижается и достигает значения, рассчитанного по правилу смесей. Так как теоретически кривая рассчитана без учета внутренних напряжений в композиции, то можно предложить, что в случае со -

впадения теоретической и расчетной кривых внутренние напряжения в композиции отсутствуют.

При дальнейшем увеличении температуры отжига значения σ_r^k вновь увеличиваются, что можно объяснить следующим образом. В результате отжига при температуре, превосходящей значение температуры снятия внутренних напряжений, во время охлаждения в композиции возникают термические остаточные напряжения. Так как коэффициент термического расширения волокон намного меньше, чем коэффициент термического расширения матрицы, то в волокнах при охлаждении с достаточно высоких температур возникают остаточные напряжения сжатия, а в матрице — растяжения. Вследствие этого при последующем растяжении волокна могут выдержать большую нагрузку, чем до отжига, и предел прочности композиции несколько повышается.

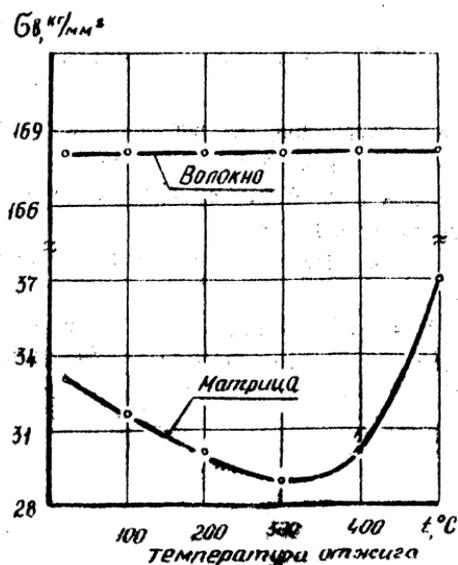


Рис. 2. Изменение предела прочности на растяжение волокна из стали X18H10T и матрицы из сплава Д16М в зависимости от температуры отжига.

Таким образом, для улучшения механических характеристик композиционных материалов рекомендуется производить низкотемпера-

турный отжиг. Температура отжига не должна превышать температуру разупрочнения материала матрицы, однако, при этом быть достаточно высокой, чтобы в процессе охлаждения в волокнах создавались осевые сжимающие остаточные напряжения. При приложении растягивающей нагрузки они суммируются с внешними напряжениями. Вследствие этого условие прочности композиционного материала с учетом внутренних сил принимает вид

$$\sigma_b^k = (\pm \sigma_{ост}^b + \sigma_b) \cdot Vb + (\pm \sigma_{ост}^m + \sigma_m)(1 - Vb)$$

Л и т е р а т у р а

1. О д и н г И.А. Допускаемые напряжения в машиностроении и нелинейная прочность металлов. М., Машгиз, 1962.
2. К о л о б н е в И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М., Металлургия, 1961.
3. К е л л и А. Механические свойства новых материалов. М., "Мир", 1966.
4. Wylir U.K. Williams J.D. Crossland B. Fabrication of metal-metal wire composite materials by use of explosive. „Weld and Metal Fabrication“ 1971, 39, №6

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТИ СВЯЗИ ВОЛОКОН С МАТРИЦЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Важной задачей современного материаловедения является получение материалов, обладающих высокой прочностью в толстых сечениях. Одним из перспективных направлений в решении этой задачи является получение методом сварки взрывом армированных материалов толстых сечений из тонких листов и армирующих волокон.

В данной работе исследовалась возможность получения сваркой взрывом армированных плит толщиной 10 и 15 мм. Для получения плит толщиной 10 мм собиравались пакеты из 9 листов алюминиевого сплава К-48 толщиной 0,75–0,85 мм и 8 слоев однонаправленной проволоки диаметром 0,8 мм из стали УЗА с пределом прочности 280 кг/мм². Листы и сетки перед сваркой взрывом обезжиривались ацетоном.

На работоспособность армированных материалов существенно влияет прочность связи волокон с материалом матрицы (основы). Поэтому в данной работе исследовалось распределение прочности связи по слоям композиции и влияние тепловой обработки на ее величину. Для исследования прочности связи из армированных плит вырезались пластины высотой 2–2,5 мм, из которых затем на разрывной машине производилось выдавливание волокон. По усилию, при котором происходило выдавливание волокон, определялась прочность связи $T_{ср}$. В каждом слое выдавливалось 7–8 волокон. Полученные результаты обрабатывались методом математической статистики. В таблице I представлены результаты исследований послойной прочности связи волокон с матрицей в плите, полученной сваркой взрывом при нормальной температуре.

Т а б л и ц а 1

Номер слоя	1	2	3	4	5	6	7	8
$\tau_{ср}, 2$ кг/мм ²	12,3	10,8	7,1	6,1	6,3	5,1	3,6	2,6
Доверительный интервал	11,3-13,2	10,1-11,5	6,3-7,9	5,4-6,8	6,1-6,5	4,9-5,3	3,1-4,1	2-3,2

Здесь и далее первым слоем волокон обозначен слой, который находился в процессе сварки взрывом ближе остальных к заряду взрывчатого вещества. Из таблицы 1 видно, что прочность связи волокон с матрицей постепенно уменьшается от величины 12,3 кг/мм² в первом слое до 2,6 кг/мм² в восьмом. Такое падение прочности связи от верхнего к нижнему слою объясняется уменьшением скорости соударения листов с арматурой в процессе сварки взрывом по мере вовлечения в метание все большего количества слоев и, следовательно, снижением степени их пластической деформации. Анализ послойного падения прочности связи и уменьшение скорости соударения показал, что характер их идентичен. Аналогичная картина наблюдается и в случае сварки взрывом пакетов при температурах нагрева 100, 200 и 300°C (таблица 2).

Т а б л и ц а 2

Номер слоя	Температура сварки					
	100°C		200°C		300°C	
	$\tau_{ср}, 2$ кг/мм ²	доверительный интервал	$\tau_{ср}, 2$ кг/мм ²	доверительный интервал	$\tau_{ср}, 2$ кг/мм ²	доверительный интервал
1	13,6	12,9-14,2	14,8	13,8-15,2	12,1	11,4-12,9
2	13,1	12,1-14,1	14,0	13,0-15,0	10,7	10,1-11,4
3	9,7	9,0-9,7	10,3	10,0-10,6	10,3	9,8-10,7
4	8,6	7,6-8,7	8,5	7,8-9,2	6,8	6-7,5
5	6,1	5,8-6,5	6,5	4,9-6,2	6,5	5,9-7,2
6	4,4	3,9-5,0	4,0	3,7-4,5	4,9	4,1-5,7
7	5,7	5,3-6,2	4,2	3,7-4,7	4,7	3,9-5,5
8	2,6	2,0-3,3	3,9	3,3-4,4	2,6	2,2-3,0

В данном случае абсолютные значения прочности связи при сварке с нагревом до 100 и 200°C несколько выше, чем при комнатной температуре, однако характер послойного уменьшения $\tau_{ср}$ не изменился.

Образцы композиций для испытания прочности связи подвергались также термообработке при температурах 100, 200 и 300°C с выдержкой в течение 1,4 и 7 часов. Результаты исследований прочности связи волокон с матрицей после различных термообработок показали, что не наблюдается заметного влияния термообработки ни на абсолютную величину прочности связи, ни на характер распределения ее по высоте сечения композита.

Таким образом, величина скорости соударения элементов композиции при сварке взрывом и степень их пластического деформирования при соударении являются решающими факторами, определяющими величину прочности связи волокон с материалом матрицы.

О ВИБРОПОГЛАЩАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ АРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Целью настоящей работы было экспериментальное определение демпфирующих свойств армированных материалов, а также выявление некоторых факторов, которые влияют на эти свойства.

Характеристикой вибропоглощающей способности материала являлся логарифмический декремент, который определялся по виброграммам затухающих колебаний образца, сфотографированным с экрана осциллографа ЭНО-4. Датчиком колебаний служил телефонный капсюль ТК-4.

Для исключения артефакторов, вызванных частотной зависимостью логарифмического декремента, были проведены опыты по измерению логарифмического декремента для образцов с различной собственной частотой затухающих колебаний. Результаты экспериментов показали, что в исследуемом диапазоне частот (200-1000 гц) логарифмический декремент практически не меняется.

Поскольку наиболее существенной особенностью композиционного материала является наличие взаимодействующих матриц и волокон, определялось влияние объемного содержания волокон (числа вводимых волокон) на демпфирующие свойства композита. Исследования проводились на следующих композициях: матрица из алюминиевого сплава АМг6 и ОI9II и волокна из стали УВА; матрица из САПа и волокна из стали ВНС-9. Для всех рассмотренных композиций характерен рост демпфирующих свойств при увеличении объемного содержания волокон V_B до 15-20%. Увеличение V_B до 30% почти не влияет на логарифмический декремент, а дальнейшее увеличение значений V_B ведет к снижению демпфирующих свойств композиции (рис. I). Для сравнения представлена кривая, рассчитанная по формуле, предложенной в работе [I], где потери энергии в армированном материале рассчитываются как сумма потерь в материале матрицы и волокон

$$\delta_{\lambda} = \frac{\Delta W_{\kappa}}{W_{\kappa}} = \frac{\Delta W_{\text{м}} + \Delta W_{\text{в}}}{W_{\text{м}} + W_{\text{в}}},$$

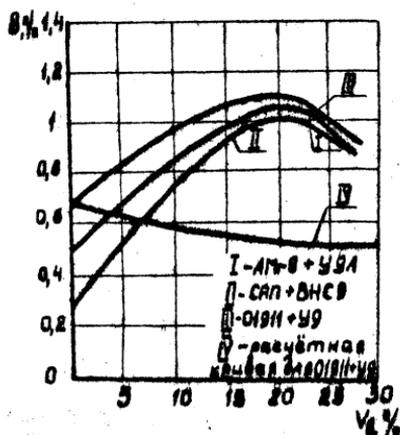


Рис. I. Зависимость логарифмического декремента затухания колебаний композиции от объемного содержания волокна

где δ_A - логарифмический декремент композита;
 ΔW_k - потери энергии в композите;
 W_k - энергия, подводимая к образцу.

Как следует из рис. I, экспериментальные кривые значительно отличаются от расчетной (IV). Наблюдаемое различие можно объяснить тем, что в общую потерю энергии в композиционном материале существенный вклад вносят потери энергии на границах раздела волокно-матрица. При увеличении объемного содержания волокна происходят, по-видимому, два конкурирующих процесса: повышение демпфирующих свойств композита за счет увеличения числа границ раздела в композите и уменьшение демпфирующих свойств из-за введения в систему большего количества материала с низкой вибропоглощающей способностью (волокна).

Реальные конструкции работают в условиях нагрузок различной интенсивности, поэтому представляло интерес определение зависимости логарифмического декремента колебаний от уровня начальных напряжений. Результаты экспериментов показали, что с ростом амплитуды напряжений логарифмический декремент колебаний растет, причем темп роста логарифмического декремента увеличивается с возрастанием амплитуды напряжений (рис. 2). Это связано, вероятно, с

особенностями микроструктурных изменений в процессе деформации композита.

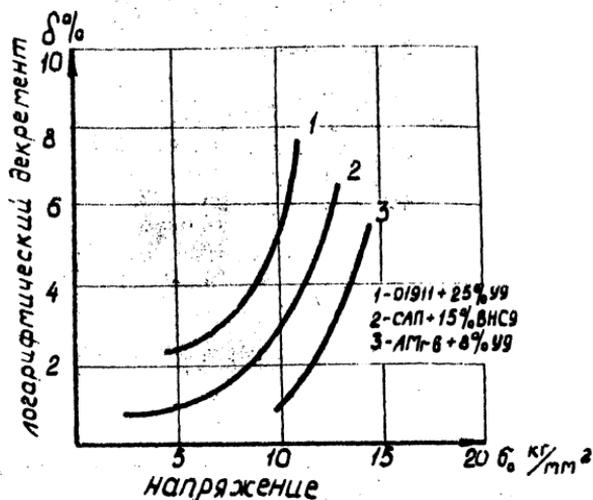


Рис.2. Зависимость логарифмического декремента затухания колебаний композиции от уровня начальных напряжений

Армированные материалы анизотропны. Степень анизотропии зависит от ориентации волокон, поэтому было исследовано влияние ориентации армирующих волокон на логарифмический декремент колебаний. Результаты исследований показывают, что увеличение угла ориентации приводит к росту логарифмического декремента колебаний (рис.3).

Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы: механизм демпфирования колебаний в армированном материале сложен и определяется демпфированием как в материале матрицы и волокон, так и на границах раздела волокно-матрица;

рост амплитуды напряжений вызывает увеличение логарифмического декремента композита;

существенную роль при демпфировании колебаний армированными материалами играет ориентация армирующих элементов. При увеличении угла ориентации волокон наблюдается увеличение логарифмическо-

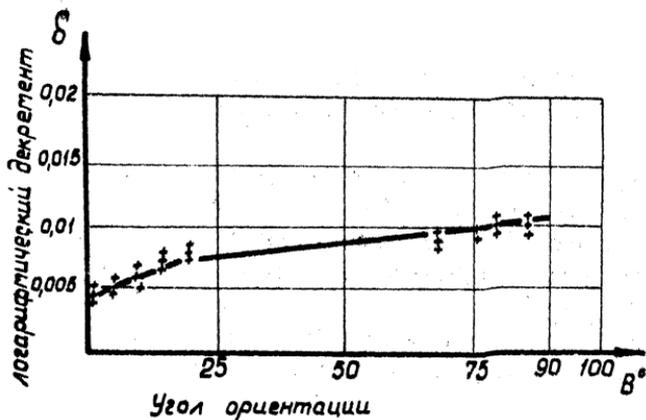


Рис. 3. Влияние ориентации волокон на логарифмический декремент затухания колебаний.

го декремента колебаний образца.

Л и т е р а т у р а

Г. Яковлев А.П. "Проблемы прочности", №3, 1972.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ИНЕРТНОЙ ОБОЛОЧКИ ЗАРЯДА НА
ПАРАМЕТРЫ МЕТАНИЯ ПЛОСКОЙ ПЛАСТИНЫ

На рис. I представлена рассматриваемая задача. Заряд взрывчатого вещества толщиной $2\delta_0$ и плотностью ρ_0 расположен между металлической пластиной массы ρ_1, δ_1 и поверхностью сжимаемой среды, характеризуемой уравнением изэнтропы вида $p = A(s)(\rho_2^n - \rho_2^{n'})$. Детонационная волна АВ движется влево со скоростью D . Предполагается найти зависимость угла метания, а следовательно, скорости от величины зазора H между сжимаемыми пластинами.

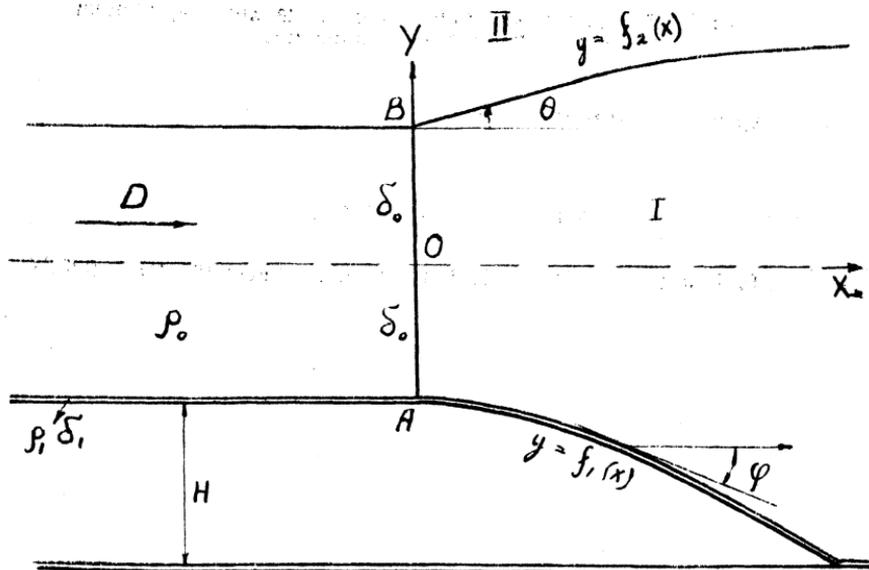


Рис. I. Картина течения

Известно, что установившийся процесс детонации заряда ВВ хорошо описывается моделью детонационной волны Чепмена-Жуге, согласно которой процесс детонации обусловлен распространением по

ВВ ударной волны, инициирующей химическую реакцию. Последняя продолжается до тех пор, пока не достигается поверхность Чепмена-Жуге. Затем следует область разлета продуктов реакции, где параметры потока изменяются до своих граничных значений.

В системе координат, связанной с детонационным фронтом, в силу условия Чепмена-Жуге имеем задачу, аналогичную задаче о движении газа в сопле с прямой звуковой линией:

$$\frac{\partial(\rho u)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial y} = 0; \quad u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial y} = 0;$$

$$u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial x} = 0; \quad u^2 + v^2 = \frac{\kappa + 1}{\kappa - 1} \frac{2a^2}{\kappa - 1}; \quad a^2 = \rho^{\kappa - 1}.$$

Все линии тока выходят из области с постоянными параметрами

$$\rho_D = \frac{\rho_0 D^2}{\kappa + 1}; \quad \rho_D = \frac{\kappa + 1}{\kappa} \rho_0; \quad a_D = u_D = \frac{\kappa}{\kappa + 1} D.$$

На нижней границе $y = f_1(x)$ течения выполняется условие $\sigma - u f_1'(x) = 0$. Кроме того, вдоль нижней границы в силу закона сохранения импульса имеем очевидное условие, определяющее движение элементов $d\alpha$ металлической пластины:

$$R d\alpha = \frac{\kappa + 1}{\kappa} \frac{\cos \varphi d\varphi}{\rho(x, \varphi)}.$$

Форма верхней границы $y = f_2(x)$ определяется из решения задачи о взаимодействии двух потоков при условии, что в области II реализуется сверхзвуковое обтекание профиля $f_2(x)$ [1].

Решение задачи о разлете продуктов детонации проведено численно методом характеристик с целью достижения максимальной точности, алгоритм которого достаточно подробно изложен в работе [2]. Следует лишь отметить, что реальная ось симметрии течения на начальном участке проходит несколько ниже точки 0, так как в точке А нет излома, а следовательно, веер волн разрежения не центрирован, как это имеет место в точке В.

Выясним прежде всего, в какой степени инертная оболочка за-

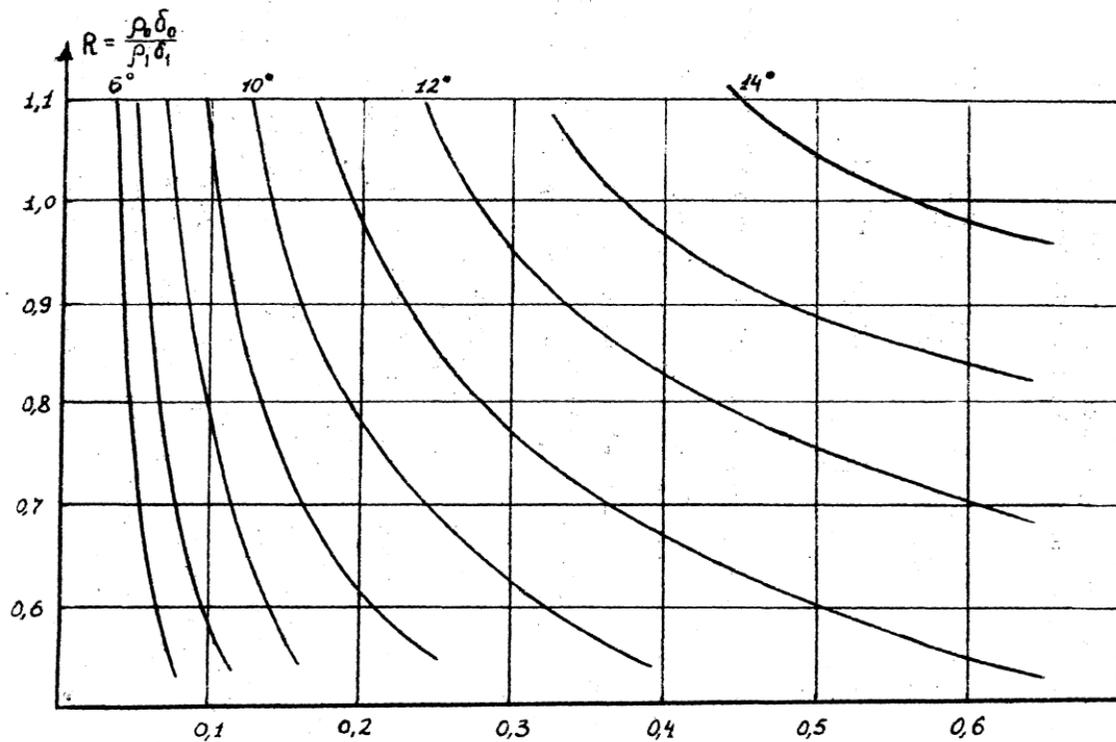


Рис.2. Диаграмма расчета величины заряда

ряда оказывает влияние на изменение угла метаемой пластины. Углы отклонения верхнего потока в практически интересном диапазоне скоростей детонации лежат в пределах (например, для воды) от 4° до 11° . Это означает, что граница веера волн разрежения в течении Прандтля-Майера составляет со звуковой линией угол порядка $0,8-1,2$ рад. и таким образом возмущения давления, идущие от верхней границы потока вдоль последней характеристики веера, достигают нижней границы на расстоянии по крайней мере больше $2-3,5$ единиц. Сказанное выше иллюстрирует сравнение результатов расчета давления вдоль нижней границы течения при взрыве заряда в вакууме и в некоторой очень плотной среде. К примеру, отклонение верхней границы заряда на угол всего лишь $12'$ приводит к тому, что в диапазоне от нуля до 60 метаемая пластина массой $R = 0,7$ вообще не получает дополнительного импульса. Таким образом, инертная оболочка заряда не оказывает влияния на параметры метания металлической пластины в практически интересном интервале зазоров. Расчет этих параметров проводится в соответствии с диаграммой, изображенной на рис.2, где представлена зависимость величины заряда, необходимого для разгона пластины до заданной скорости, от величины зазора между свариваемыми пластинами.

Необходимо однако отметить, что скорость детонации заряда, высота которого меньше предельного, определяется углом отклонения инертной оболочки и, следовательно, скорость метания пластины такими зарядами существенно зависит от свойств этой оболочки.

Л и т е р а т у р а

1. Л а н д а у Л., Л и ф ш и ц Е. Механика сплошных сред. М., Гос. издат-во технико-теоретической лит-ры, 1954.
2. К а ц к о в а О. Расчет равновесных течений газа в сверхзвуковом сопле. М., АН СССР Тр-ды Вычислит. центра. 1964.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА ПРОЧНОСТЬ
ПОЛУЧЕННОГО СОЕДИНЕНИЯ

Скорость точки контакта V_k и угол соударения γ являются определяющими технологическими параметрами при сварке взрывом [1]. В настоящей работе исследовалось влияние V_k при $\gamma = \text{const}$ на величину пластической деформации \mathcal{E} в зоне сварного шва, а также связь \mathcal{E} с прочностью полученного соединения для алюминиевого сплава К-48.

Сварка осуществлялась по обычной угловой схеме. Взор δ между метаемой ($t_1 = 1$ мм) и неподвижной ($t_2 = 4$ мм) пластинами над исследуемой зоной был постоянным и равным 4 мм. В качестве ВВ использовался аммонит 6ЖВ. Постоянство γ при переменной V_k достигалось варьированием угла взаимного расположения пластин и отношением массы ВВ к массе метаемой пластины. Угол метания и скорость детонации ВВ при разных толщинах заряда рассчитывались по формулам, предложенным в работах [1,2].

Для определения величины пластической деформации в зоне шва использовалась методика, аналогичная описанной в работе [3]; ее отличие лишь в том, что в качестве меток вместо проволоки использовалась тонкая фольга, запрессованная в узкую щель ($\delta \approx 0,16$ мм), прорезанную в нижней пластине на электроискровом станке. Отклонения фольги от первоначального положения после сварки измерялись на микроскопе УИМ-21. Исследование ее формы дало возможность аппроксимировать верхнюю часть полученных кривых функцией

$$y = y_0 \exp(-\beta x),$$

где y — перемещение металла в направлении движения точки контакта;

x — расстояние от плоскости соединения пластин.

Степень пластической деформации была рассчитана как функция расстояния от зоны сварного шва

$$\varepsilon = -y_0 V \exp(-Vx).$$

Коэффициенты y_0 и V для каждого режима сварки определены методом наименьших квадратов с использованием для расчетов ЭЦВМ "Минск-22".

Обнаружено, что величина ε имеет максимальное значение на различных расстояниях от зоны шва при $V_K = 3000$ м/сек.

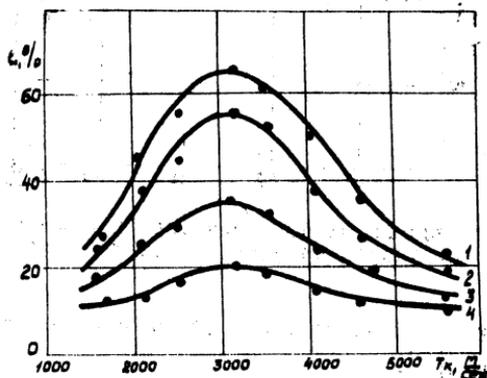


Рис. 1. Зависимость степени пластической деформации от скорости точки контакта ($\gamma = \text{const} = 16^\circ$): 1 - на поверхности контакта; 2 - на расстоянии 0,1 мм от поверхности контакта; 3 - то же, 0,5 мм; 4 - то же, 1 мм.

Наличие максимума ε можно объяснить следующим образом. Величина пластической деформации в зоне шва при сварке взрывом двух конкретных материалов в общем случае определяется:

- а) схемой напряженного состояния в зоне соударения;
- б) временем существования этой схемы;
- в) величиной действующих напряжений.

Изменение V_K при постоянном γ оказывает существенное влияние на два последних фактора. С увеличением V_K увеличивается величина действующих в зоне соударения касательных напряжений, однако время существования данной схемы напряженного состояния, определяющее длительность течения металла, а следовательно,

и его величину, в этом случае уменьшается, т.е. имеют место два конкурирующих процесса, чем и можно объяснить обнаруженный максимум.

Определение прочности сварного соединения на отрыв осуществлялось по известной методике [1]. Результаты испытаний приведены на рис.2.

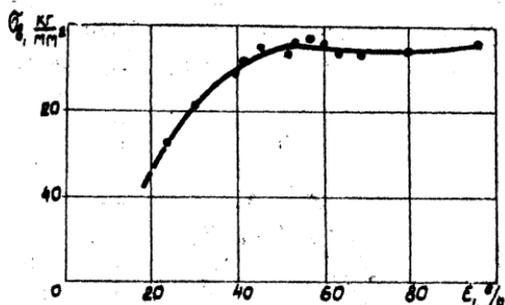


Рис.2. Влияние степени пластической деформации на прочность полученного соединения

Полученную зависимость можно объяснить, используя модель активных центров [4].

Каждая дислокация, выходя на поверхность контакта свариваемых материалов, повышает энергию близлежащих атомов на определенную величину. По мере увеличения значений ϵ на поверхности контакта растет плотность дислокаций, увеличивается степень активации поверхности, а следовательно, и прочность соединения. При определенном значении ϵ (в нашем случае $\epsilon = 50\%$) энергия активации поверхности становится равной энергии образования прочного соединения по всей поверхности контакта, и при дальнейшем увеличении ϵ прочность связи остается практически на одном и том же уровне.

Л и т е р а т у р а

1. Д е р и б а с А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск, "Наука", 1972.
2. Б а у м Ф.А., С т а н ю к о в и ч Б.И., Ш е х т е р Б.И. Физика взрыва, М., Физматгиз", 1959.
3. Г о д у н о в С.К. и др. Исследование вязкости металлов при высокоскоростных соударениях. "Физика горения и взрыва", №1, 1971.
4. Ш о р ш о р о в М.Х. и др. Особенности взаимодействия между соединяемыми металлами под влиянием повышенной температуры и давления. ФХОМ, №6, 1971.

РАСЧЕТ ЭКВИВАЛЕНТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО РАЗЛИЧНЫМ
ТЕОРИЯМ ПРОЧНОСТИ

В общих случаях напряженного состояния возникает необходимость использовать ту или иную теорию прочности, цель которой заключается в определении эквивалентного напряжения или, так называемого эквивалента рассматриваемого напряженного состояния. Эквивалентное (приведенное) напряжение представляет собой главное напряжение элемента, находящегося в условиях одноосного растяжения и его влияние на прочность материала должно быть равноценно рассматриваемому сложному напряженному состоянию.

В аналитическое выражение используемых теорий прочности наряду с тензорами напряжений, характеризующими напряженное состояние, должны входить тензорные величины, характеризующие прочностные свойства материала, особенности его технических свойств, различие пределов прочности при растяжении, сжатии и сдвиге. Первая попытка связать характер деформационного состояния в опасной точке с механическими свойствами материала привела к созданию теории наибольших линейных деформации.

Расчетная формула по этой теории имеет вид

$$\sigma_1 - \mu (\sigma_2 + \sigma_3) \leq [\sigma], \quad (1)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - главные напряжения,
 μ - коэффициент Пуассона.

Предположение о том, что появление текучести материала является следствием влияния наибольшего касательного напряжения, привело к созданию теории наибольших касательных напряжений. Согласно этой теории пластическое состояние возникает при условии, когда максимальное касательное напряжение достигает постоянной величины

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \text{const}. \quad (2)$$

Рассматривая разрушение материала путем скольжения, Кулон заме-

тил, что в области сжатия сопротивление скольжению осуществляется как сцеплением частиц тела между собой, так и силой трения. Максимальное касательное напряжение по Кулону, обеспечивающее начало скольжения

$$\tau_{max} = \tau_0 - f\sigma, \quad (3)$$

где f - коэффициент трения;
 σ - нормальное напряжение на площади скольжения;
 τ_0 - напряжение сцепления.

Для материалов, по равному сопротивляющихся растяжению и сжатию, максимальное касательное напряжение τ_{max} является линейной функцией среднего нормального напряжения в плоскости расположения, т.е.

$$\tau_{max} = \sigma_1 - \frac{\sigma_p}{\sigma_c} \sigma_3 \leq [\sigma]_p, \quad (4)$$

где σ_p - предел прочности при растяжении;
 σ_c - предел прочности при сжатии;
 $[\sigma]_p$ - допускаемое напряжение при растяжении.

Стремление учесть одновременно влияние напряженного и деформированного состояния материала на его пластичность и прочность привело исследователей к разработке энергетических теорий.

По теории постоянной упругой энергии формоизменения (теория Губера-Мизеса-Генки) пластическое состояние или разрушение наступает тогда, когда удельная энергия формоизменения достигнет некоторого предельного значения.

Работа упругих сил формоизменения, отнесенная к единице объема тела, равна полупроизведению дивергентов напряжений и деформаций

$$A = \frac{1}{2} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} - \sigma_{11} & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} - \sigma_{11} & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} - \sigma_{11} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} - \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} - \varepsilon_{11} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} - \varepsilon_{11} \end{Bmatrix}, \quad (5)$$

где как у симметричных тензоров

$$\tau_{21} = \tau_{12}, \tau_{32} = \tau_{23}, \tau_{31} = \tau_{13}, \varepsilon_{21} = \varepsilon_{12}, \varepsilon_{32} = \varepsilon_{23}, \varepsilon_{31} = \varepsilon_{13}$$

$$\sigma_n = \frac{1}{3} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}), \quad \varepsilon_n = \frac{1}{3} (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33})$$

и соответственно

$$\tau_{12} = 2 \varepsilon_{12} G,$$

где G — модуль сдвига.

Уравнение (5) можно записать в виде:

$$A = \frac{1}{A(1+\mu)} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2} + \beta(\tau_{12}^2 + \tau_{23}^2 + \tau_{31}^2) + \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2} + \beta(\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{31}^2) \quad (5)$$

В настоящее время принято выражать работу A через полупроизведение обобщенного напряжения на обобщенную деформацию

$$A = \frac{1}{2} \sigma_i \cdot \varepsilon_i;$$

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2} + \beta(\tau_{12}^2 + \tau_{23}^2 + \tau_{31}^2) = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \frac{3}{\sqrt{2}} \tau_n \quad (6)$$

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\mu)} \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2} + \beta(\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{31}^2) = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\mu)} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} = \frac{3}{2\sqrt{2}(1+\mu)} \gamma_n \quad (7)$$

τ_n — октаэдрическое касательное напряжение;

γ_n — угол сдвига на октаэдрических плоскостях.

Основным преимуществом σ_i и ε_i является то, что для девиаторов напряжений и деформаций

$$\| \| = \begin{Bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_n & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} & \sigma_n & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} & \sigma_n \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \sigma_1 - \sigma_n & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 - \sigma_n & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 - \sigma_n \end{Bmatrix}$$

$$\phi = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} - \varepsilon_n & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} - \varepsilon_n & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} - \varepsilon_n \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33} \end{Bmatrix}$$

Тогда интенсивности σ_i и ε_i будут:

$$\sigma_i = \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_n)^2 + (\sigma_2 - \sigma_n)^2 + (\sigma_3 - \sigma_n)^2}; \quad (8)$$

$$\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2}. \quad (9)$$

Если исключить третью составляющую каждого девиатора, то получим:

$$\sigma_i = \sqrt{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_n)^2 + (\sigma_2 - \sigma_n)^2 + (\sigma_1 - \sigma_n)(\sigma_2 - \sigma_n)}; \quad (10)$$

$$\varepsilon_i = \sqrt{2} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2}. \quad (11)$$

Результаты экспериментов показывают, что теория Губера-Мизеса-Генки удовлетворительно фиксирует начало пластических деформаций для многих металлов и сплавов.

Согласно теории Мора разрушение прочности материала происходит либо при достижении касательными напряжениями τ некоторой критической величины, зависящей от нормальных напряжений σ , которые действуют по тем же плоскостям скольжения, либо когда наибольшее растягивающее нормальное напряжение достигает предельного значения.

Условие прочности согласно этой теории (в предположении прямолинейности огибающей кругов Мора) можно выразить следующим образом:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = 2 \tau_r - \lambda(\sigma_1 + \sigma_3), \quad (12)$$

где λ - коэффициент, свойственный данному материалу и характеризующий влияние нормальных напряжений на условие

пластичности;

τ_T - предел текучести при сдвиге.

Эквивалентные напряжения по теории прочности Мора

$$\sigma_{\text{экр}} = \sigma_3 - \nu \sigma_1 \leq [\sigma]_p, \quad (13)$$

где

$$\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$$

σ_p - предел прочности при растяжении;

σ_c - предел прочности при сжатии.

Однако теория прочности Мора обладает целым рядом недостатков, основными из которых являются:

- а) влияние промежуточного главного напряжения σ_2 не учитывается, хотя прочность зависит от всех трех главных напряжений;
- б) получение предельной огибающей для каждого материала весьма затруднительно и связано с постановкой весьма сложных опытов;
- в) невозможно в ряде случаев выразить $\sigma_{\text{экр}}$ одной аналитической зависимостью для всех точек напряженного тела.

С целью устранения недостатков в теории прочности Мора, целым рядом авторов были предложены предельные условия более общего вида (Баландин П.П. [1], Ягн Ю.И. [6]).

Сущность теории прочности П.П.Баландина [1] в том, что предельное значение удельной потенциальной энергии формоизменения является функцией шарового тензора, причем в первом приближении эта функция принята линейной.

Эквивалентное напряжение по этой теории прочности

$$\sigma_{\text{экр}} = \frac{1-\nu}{2} V + \sqrt{\left(\frac{1-\nu}{2}\right)^2 V^2 + \frac{1}{2} \nu U}, \quad (15)$$

где

$$U = (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2,$$

$$V = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z;$$

$$\nu = \frac{\sigma_p}{\sigma_c}$$

Предел прочности на сдвиг выражается через $\tau_B = \sqrt{\frac{\sigma_p \sigma_c}{3}}$.

При $\sigma_p = \sigma_c$ критерий П.П.Баландина также сводится к крите-

рию удельной энергии формоизменения, согласно которой эквивалентные напряжения определяются по формуле

$$\sigma_{экв} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}. \quad (15)$$

Ю.И.Яги [6] исходя из геометрического представления условий прочности в пространстве напряжений, предлагает один из самых общих видов поверхностей прочности, определяемых в виде полинома второй степени

$$U + AV^2 + BV = C,$$

$$A = \frac{6\tau_B^2 - 2\sigma_p \sigma_c}{\sigma_p \sigma_c}, \quad B = \frac{6\tau_B^2 (\sigma_c - \sigma_p)}{\sigma_p \sigma_c}, \quad C = 6\tau_B^2$$

$$\sigma_{экв} = -\frac{\sigma_c - \sigma_p}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_c - \sigma_p}{2}\right)^2 + \frac{\sigma_c \sigma_p}{6\tau_B^2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]}$$

$$\left(1 - \frac{\sigma_c \sigma_p}{3\tau_B^2}\right) (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)^2 + (\sigma_c - \sigma_p) (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \leq \sigma_p \quad (16)$$

Теория прочности И.Н.Миролюбова [3] представляет собой квадратичную функцию среднего напряжения и записывается в виде полинома

$$\begin{aligned} & \frac{(\sigma_p + \sigma_c)^2}{8\sigma_p \sigma_c} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 + 6(\tau_{12}^2 + \tau_{13}^2 + \tau_{23}^2) \right] - \\ & - \frac{(\sigma_c - \sigma_p)^2}{4\sigma_p \sigma_c} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)^2 + (\sigma_c - \sigma_p) (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) = \sigma_p \sigma_c. \end{aligned} \quad (17)$$

В этом случае предел прочности на сдвиг

$$\tau_B = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\frac{\sigma_p \sigma_c}{\sigma_p + \sigma_c}}$$

Формула эквивалентности, соответствующая данному критерию прочности

$$\sigma_{экв} = \frac{1-\nu}{2} V + \frac{1+\nu}{2} \sqrt{\frac{1}{2}U} \quad (18)$$

При $\sigma_p = \sigma_c$ критерий И.Н.Миролюбова приводится к критерию удельной энергии формоизменения. Определенный интерес при расчетах на прочность представляет теория прочности Ф.А.Опейко [4], которая является дальнейшим развитием теории прочности Мора.

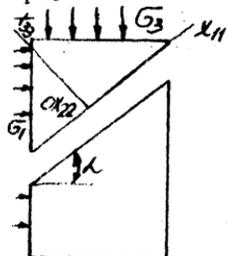


Рис. I.

Согласно этой теории условие достаточной прочности имеет вид:

$$\sigma_3 - \sigma_1 < 2\sqrt{1+f^2}(\tau + \tau_0) + f\left[\frac{f}{\sqrt{1+f^2}}\sigma_3 + \frac{f}{\sqrt{1+f^2}}\sigma_1\right] \quad (19)$$

$$\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1 > 0;$$

$$|\sigma_3 - \sigma_1| \leq 2(\tau + \tau_0) \quad |\sigma_1| \leq \sigma_2$$

$$\sigma_{33} \leq 0; \quad \sigma_1 < 0,$$

где σ_1, σ_3 - фактические главные напряжения;

τ - допустимое тангенциальное напряжение;

τ_0 - допустимое тангенциальное напряжение сцепления;

f - коэффициент трения;

σ_{33} - нормальные к площадке разрушения напряжения.

В формулах Ф.А.Опейко

$$\sigma_{33} = \frac{1}{2} \frac{\sqrt{1+f^2} - f}{\sqrt{1+f^2}} (\sigma_3 + \sigma_1) + \frac{f}{\sqrt{1+f^2}} \sigma_1 > 0,$$

$$\sigma_3 + \sigma_1 > \frac{f}{\sqrt{1+f^2}} (\sigma_3 - \sigma_1), \quad \sigma_3 > 0; \quad \sigma_3 + \sigma_1 < \frac{f}{\sqrt{1+f^2}} (\sigma_3 - \sigma_1), \quad \sigma_3 < 0.$$

На основании этой теории прочности предложена формула для определения эквивалентного напряжения

$$\sigma_{экв} = \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{\sqrt{1+K^2f^2}} - f \frac{(\sqrt{1+K^2f^2} - Kf)\sigma_3 + (\sqrt{1+K^2f^2} + Kf)\sigma_1}{\sqrt{1+K^2f^2}} \leq 2(\tau_1 + \tau_2) \quad (20)$$

где $K = \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_3 - \sigma_1} + \left(\frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_3 - \sigma_1}\right)^2}}$ коэффициент,

характеризующий соотношение главных напряжений и меняющийся в пределах от 1 до $\frac{2}{\sqrt{3}}$.

Анализ рассмотренных теорий прочности позволяет сделать вывод, что эквивалентное напряжение, определяемое по [4] полнее учитывает особенности механических характеристик материала при различных нагрузениях.

Выполненные расчеты напряженного состояния по теории [4] и результаты проведенных экспериментальных исследований при контактных нагрузениях хорошо согласуются.

Эквивалентные напряжения определяемые по [4] могут быть успешно использовано для оценки и расчетов контактной усталостной прочности зубчатых передач, подшипников качения и некоторых других деталей.

Л и т е р а т у р а

1. Б а л а н д и н П.П. Вестник инженеров и техников, 1938, 3.
2. Г о л ь д е н б л а т И.И., К а р п о в В.А. Критерии прочности и пластичности конструкционных материалов. М., Изд-во "Металлургия", 1968.
3. М и р о л ю б о в И.Н. Тр. Ленингр. технологического института, 1953, 25.
4. О п е й к о Ф.А. Теория прочности. Изд-во МВССИ ПО БССР, Минск, 1961.
5. Ф и л о н е н к о - Б о р о д и ч М.М. Механические теории прочности. Изд-во Московского университета, 1961.
6. Я г р и Ю.И. Вестник инженеров и техников, 1931, 6.

1. Д.Н.Худокормов, А.М.Галушко, С.Н.Леках, Г.В.Довнар, Г.Г.Тарасов. Влияние микролегирования на структурообразование сплавов алюминия с железом и хромом	3
2. О.С.Комаров, В.Д.Тулъев. Влияние неметаллических включений на кристаллизацию серого чугуна	6
3. А.М.Галушко, С.Н.Леках, М.И.Стриженков. Исследование механических и физических свойств сплавов систем магний-кремний и алюминий-магний-кремний.	9
4. Д.Н.Худокормов, М.Н.Мартынюк, Е.И.Шитов. Влияние сурьмы, фосфора, хрома и серы на износостойчивость литого синтетического сплава $Fe-C-Si$	13
5. В.А.Бондарев, Г.Т.Дударчик. Исследование свойств алюминиевых сплавов в условиях затрудненной усадки	19
6. Д.Н.Худокормов, В.А.Бахмат, Е.И.Шитов. Влияние сурьмы на структуру и износостойкость железоуглеродистых сплавов	22
7. Б.В.Рабинович, А.М.Дмитрович, Я.М.Вильнер, О.П.Ежов. Расчет процесса заполнения литейной формы	25
8. Н.И.Жмакин. Затвердевание отливки в комбинированной форме	29
9. Г.Т.Дударчик. Экспериментальное исследование влияния газового зазора на теплообмен между отливкой и формой.	31
10. Б.С.Адамович, В.В.Левкович. О времени затвердевания металла в потоке	33
11. А.М.Милов, А.М.Гришанович. Осыпаемость формовочных смесей при высоких температурах	36
12. А.М.Дмитрович, В.С.Шуляк, А.М.Лазаренков. Определение оптимального режима заливки форм с газифицируемыми моделями	40
13. Б.С.Адамович, В.В.Левкович. О влиянии теплофизических свойств металла на жидкотекучесть	44
14. С.С.Гурин, И.И.Курейко. Изготовление корпусных отливок стеклоформ центробежным способом.	47
15. Ю.П.Ледян, Д.М.Кукуй, В.А.Скворцов. Применение электрических полей для повышения технологических свойств стержневых смесей	49

16. Р.И.Есьман. Расчет теплового режима кокиля с искусственным охлаждением	52
17. А.М.Милов, О.П.Ежов, С.В.Кузнецов. Керамическая фильтровальная сетка в литейном производстве	55
18. А.М.Дмитрович, Ю.П.Ледян, Д.М.Кукуй. Влияние воздействия электрических полей на свойства связующих веществ. 57	
19. Н.И.Жмакин. Определение зоны теплового узла сложной отливки	60
20. В.И.Тутов, В.А.Гришберг, В.В.Черевань. Кристаллизатор для непрерывного литья чугуна.	62
21. Е.В.Кравченко, Н.Н.Качур, Э.А.Гурвич. К вопросу получения тонкостенных отливок в чугунных охлаждаемых кокилях.	64
22. В.А.Бондарев, А.А.Андрушневич. Стойкость чугунных кокилей при искусственном охлаждении	68
23. Р.И.Есьман. Расчет коэффициента теплоотдачи поверхности кокиля в условиях нестационарного режима	72
24. В.И.Тутов. Определение теплового потока через кристаллизатор при циклической тепловой нагрузке в условиях непрерывного литья	74
25. Ю.А.Лосык. Охлаждение ленты, затвердевшей на валке-кристаллизаторе	79
26. А.Е.Процкий, В.А.Шейман. Определение некоторых теплоемкостных характеристик ртутно-сурьмяного концентрата. 81	
27. Д.Л.Кан, Т.Л.Перельман. Релаксационные колебания газовой смеси в огневом канале	84
28. Д.Л.Кан, Т.Л.Перельман. Аннулярный эффект	87
29. О.В.Роман, А.А.Мальцев, И.М.Пикус. Некоторые вопросы термодинамики при высокоскоростном прессовании	89
30. О.В.Роман, Ю.В.Бойко. Гидродинамическое прессование порошковых материалов при повышенных температурах	91
31. Г.П.Клецко. Активирование процесса спекания вольфрама	93
32. В.Г.Горобцов, В.Я.Фурс, А.А.Колесников. Получение заготовок из порошков быстрорежущей стали Р18 варьным прессованием	95

33. Л.И.Киселев, В.Н.Черненко, А.В.Шаповал, П.А.Витязь. Изготовление осесимметричных пористых элементов из титановых порошков методом гидродинамического прессования	98
34. М.А.Литвинец, Ц.А.Витязь, Н.С.Назаров. Регистрация динамических параметров электромагнитного деформирования	100
35. Л.С.Богинский, Г.М.Жданович, Т.А.Бобрович. Исследование некоторых вопросов процесса прессования методом подвижной иглы	104
36. Д.Н.Худокормов, Э.Г.Гецевич. Влияние првторного прессования и спекания на износостойкость металлокерамических материалов	110
37. М.Л.Бернштейн, И.П.Габриелов, Е.А.Дорошкевич, В.Г.Прокошкина, С.В.Фельгина. Получение и термомеханическая обработка порошковой мартенситно-старееющей стали	115
38. И.П.Габриелов, Д.А.Желтогога, Е.А.Дорошкевич. Исследование режимов нагрева под штамповку порошковой мартенситно-старееющей стали.	118
39. Г.Н.Дубровская, М.А.Дворецкая, В.В.Сурков. Фазовый состав и некоторые свойства металлических порошков, легированных с помощью пятихлористого ниобия.	121
40. В.И.Алешкевич, В.А.Генкин. Исследование возможности холедного выдавливания смазочных канавок на поверхностях трения спеченных фрикционных дисков	127
41. Е.М.Ионкина, Е.В.Звонарев, М.Я.Куцер. К вопросу исследования объемных изменений при спекании порошковой композиции Fe-Cr ₃ C ₂ .	131
42. Д.Н.Худокормов, Г.И.Самаль, Л.Ф.Керженцева. Исследование диффузии хрома в металлокерамическом и компактном железе	136
43. Н.П.Гребная, М.Я.Куцер, Г.И.Самаль. Технологические особенности цементации хромистых металлокерамических материалов	140
44. Е.В.Ложечников, С.С.Клименков. Распределение пористости по толщине полос, прокатанных из металлических порошков.	144

45. Е.В.Звонарев, А.Р.Дмитриев, Г.Р.Фридман. К вопросу об экспериментальном исследовании усилий деформирования и характера формоизменения спеченной заготовки при выдавливании 147
46. Е.И.Фишбейн, В.А.Генкин. Новый спеченный фрикционный материал для работы в масле 151
47. Л.А.Рапопорт, Л.М.Шмагин, В.В.Сурков, С.С.Кресик. Рентгеноструктурные исследования кинетики образования железохромистого твердого раствора в процессе спекания 154
48. Л.А.Рапопорт, М.Е.Рутман. Исследование некоторых методов защиты от коррозии в условиях горячей воды спеченных материалов на железной основе 158
49. В.И.Беляев, Н.В.Наумович, Р.В.Стефанович. Разработка методики и исследование послойной прочности зоны матрица-матрица в армированном материале 163
50. В.И.Беляев, Т.Н.Киселева. Влияние нагрева на механические характеристики композиционных материалов 167
51. А.П.Корженевский, В.Б.Касперович. Исследования прочности связи волокон с матрицей в многослойных композиционных материалах 171
52. Н.В.Наумович, Л.В.Судник, В.В.Зубарь. О вибропоглощающей способности армированных материалов 174
53. Г.В.Смирнов, В.А.Чекан. Оценка влияния инертной оболочки заряда на параметры метания плоской пластины . . . 178
54. Г.Г.Горанский, Р.В.Стефанович. Влияния параметров сварки взрывом на прочность полученного соединения . . 182
55. Л.М.Симонян, В.Е.Пигуль. Расчет эквивалентных напряжений по различным теориям прочности. 186

Редактор Ф.Н.Каштанов. Корректор Н.Я.Пронина.

АТ 10005. Подписано в печать 22/1-74г. Формат 60x84¹/16.
Объем 10 печ.л.; 11,5 уч.-изд.л. Тир.500. Зак.4. Цена 70 коп.

Отпечатано на ротапринтере БПИ. Минск, Ленинский пр., 65.