

№ 6.  
566

ISSN 0136-3549  
0136-3557

TALLINNA  
POLÜTEHNILISE INSTITUUDI  
TOIMETISED

566

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО  
ИНСТИТУТА

**ТРИ**  
**'84**

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ







Ер.6.7

586

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРИ  
'84

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

СВОЙСТВА  
И  
ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ  
МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия V

Таллин 1984

621 7.2.84



ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
Труды ТПИ № 566  
СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия У

Редактор Р. Мозберг, Техн. ред. В. Ранник  
Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 13.01.84  
Подписано к печати 5.07.84  
Формат 60x90/16, МВ-08011  
Печ. л. 5,75 + 0,25 прил. Уч.-изд. л. 5,0  
Тираж 300. Зак. № 433  
Ротапринт ТПИ, Таллин, ул. Коскла, 2/9  
Цена 70 коп.

© Таллин, ТПИ, 1984



Я.П. Кюбарсепп, Ю.Ю. Пирсо,  
Д.С. Аренсбургер

ТЕХНОЛОГИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ TiC-СТАЛЬ,  
ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ КАРБИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО  
СВС-МЕТОДОМ

Разработка безвольфрамовых твердых сплавов, в частности, сплавов на основе карбида титана, является актуальной задачей. Карбид титана в настоящее время изготавливается главным образом двумя методами:

- а) углетермическим методом из двуокиси титана,
- б) методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из элементов (СВС-методом).

В наибольших количествах изготавливается карбид титана СВС-методом. По литературным данным этот метод обеспечивает получение высокочистых, близких к стехиометрическому составу, карбидов [1]. Так, в углетермическом карбиде титана содержание кислорода может достигать 2-3 %, а в карбиде титана, полученном СВС-методом, концентрация примесей обычно не более 0,1-0,3 мас.% [2]. Содержание в карбидной фазе примеси кислорода, свободного углерода, нестехиометрического количества связанного углерода - все это оказывает огромное влияние на микроструктуру, а следовательно, и на механические свойства спеченных сплавов. Наилучшим образом условиям получения безвольфрамовых твердых сплавов отвечает карбид титана, полученный СВС-методом [2, 3]. Структура керметов TiC-Ni, изготовленных на основе карбида титана, приготовленного СВС-методом и имеющего состав, близкий к стехиометрическому, является более мелкозернистой, чем у сплавов, полученных из дефицитного по углероду углетермического карбида. Соответственно и свойства сплавов в первом случае несколько выше, чем во втором.



В настоящей работе исследовалась возможность применения карбида титана, полученного СВС-методом, для изготовления твердых сплавов TiC-сталь. В экспериментах был использован карбид титана, полученный СВС-методом, имеющий состав (мас. %):  $C_{общ.} = 18,6$ ,  $C_{своб.} = 1,0$  и для сравнения - углетермический карбид состава:  $C_{общ.} = 18,12$ ,  $C_{своб.} = 0,18$ . Следовательно, эти карбиды были по содержанию связанного углерода близкими, отличаясь преимущественно содержанием свободного углерода.

Наиболее эффективным для размола карбида титана, полученного СВС-методом, считается помол в вибромельнице [2, 3]. Нами была исследована измельчаемость карбида титана, полученного методом СВС в вибромельнице со стальными и твердосплавными (из сплава ВК6) шарами. В табл. I приведены удельные поверхности карбидов титана, изготовленных различными методами. Для определения удельной поверхности применялся метод БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота в динамическом режиме.

Т а б л и ц а I

Удельные поверхности  $S$ ,  $m^2/g$ , углетермического карбида титана и карбида, полученного СВС-методом после размола в вибро- и шаровой мельницах

Время размола	СВС - TiC			Углетермический TiC
	Вибромельница, стальные шары	Шаровая мельница		Шаровая мельница, твердосплавные шары
		стальные шары	твердосплавные шары	
0	2,19	2,19	2,19	0,56
3	2,33	2,75	3,32	1,07
6	2,79	3,31	4,00	1,54
12	3,08	3,85	4,93	2,45
24	4,52	4,20	5,83	4,34
36	5,24	-	-	-
48	6,36	5,48	10,17	6,92
60	7,51	-	-	-
96	-	5,87	13,15	10,63



При применении одинаковых размольных тел (стальных) размол в вибромельнице, начиная с продолжительности 24 часов, идет интенсивнее, чем в шаровой. Измельчаемость карбида твердосплавными шарами в шаровой мельнице идет более интенсивно, чем стальными в вибромельнице. Следовательно, материал размольных тел (их плотность) оказывает большее влияние на измельчаемость, чем вид размольного оборудования. Можно также сказать, что измельчаемость карбидов, полученных различными методами, практически мало различается при применении одинаковых условий размола. На полученную удельную поверхность оказывают влияние только разные исходные удельные поверхности применяемых карбидов (см. табл. 1):

Т а б л и ц а 2

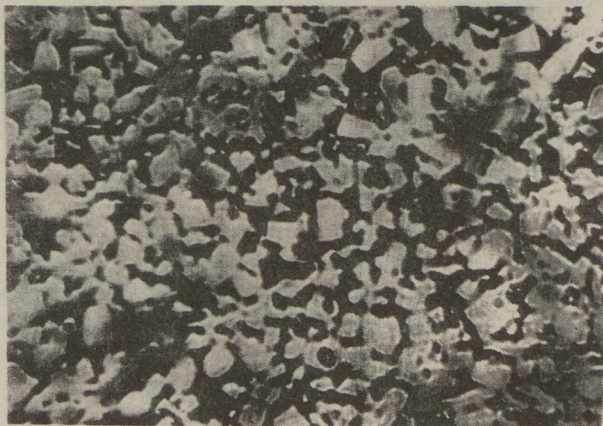
Плотность  $\gamma$ , прочность при изгибе  $\sigma_u$ , ударная вязкость  $\alpha_k$  и твердость по Роквеллу HRA сплавов 60 мас.% TiC - 40 мас.% (Fe + 2% Si). Прочность и ударная вязкость определены после спекания, твердость после спекания и после закалки

№ спла- ва	Применяемый TiC	$\gamma$ , $10^3 \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$	$\sigma_u$ , МПа	$\alpha_k$ , $10^4 \frac{\text{Дж}}{\text{м}^2}$	HRA, после	
					спе- кания	закал- ки
1	Углетермич.	5,80	2220	3,9	86,4	87,6
2	СВС	5,62	844	1,1	84,0	86,6
3	СВС + SiO <sub>2</sub>	5,61	1056	1,2	85,9	87,1
4	80 % СВС + 20 % углетерм.	5,67	1143	1,3	85,5	89,9

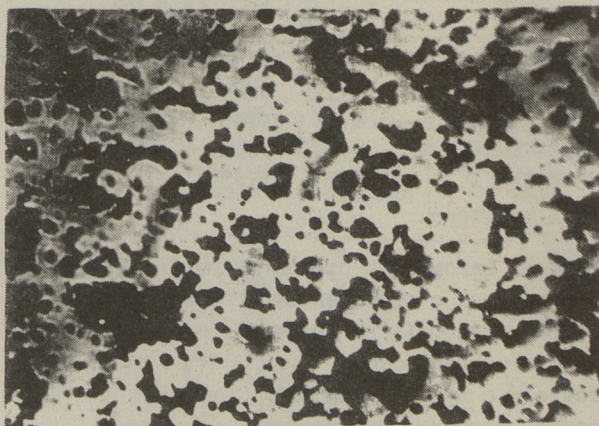
Следующим шагом было сравнение механических свойств сплавов, спеченных с применением углетермического и СВС-карбидов. Были изготовлены сплавы состава: 60 мас.% TiC - 40 мас.% железокремнистого сплава (Fe + 2% Si). Сплавы были изготовлены с применением одинаковой технологии: размол в шаровой мельнице твердосплавными шарами в течение 96 часов → пластифицирование → прессование → предварительное спекание в водороде → окончательное спекание в вакууме. На спеченных образцах были определены прочность при изгибе  $\sigma_u$ , ударная вязкость  $\alpha_k$ , твердость по Роквеллу HRA и плотность  $\gamma$ . Результаты исследований представлены в табл. 2 (см. сплавы № 1 и № 2).



Обращают на себя внимание неудовлетворительные свойства сплава, спеченного из  $TiC$ , изготовленного методом СВС, по сравнению со сплавом, изготовленным из углетермического  $TiC$ . Также как и свойства, значительно различаются структуры сплавов (см. фиг. 1). В то время, как у сплавов с приме-



а)



б)

Фиг. 1. Структура сплавов состава 60 мас. %  $TiC$  - 40 мас. % ( $Fe + 2\%Si$ ), изготовленных с применением:  
а - углетермического  $TiC$ ,  
б -  $TiC$ , полученного методом СВС.  
Увеличение 2200 х. Травлено.



нением углетермического карбида в структуре можно различить отдельные карбидные зерна, отделенные друг от друга металлической фазой (фиг. 1,а) в структуре сплавов, где применялся карбид, изготовленный СВС-методом, карбидные зерна скоагулированы и образуют непрерывный карбидный скелет. Это является первой причиной низкой прочности при изгибе и ударной вязкости сплавов с карбидом, полученным СВС-методом. Второй причиной является их пониженная плотность и, следовательно, повышенная пористость.

С целью предотвращения срачивания карбидных зерен друг с другом и образования карбидного каркаса, в твердый сплав был введен порошок двуокиси кремния (1 мас.% по отношению связки) в виде аэросила А-300 ГОСТ 14922-69 (сплав № 3 в табл. 2). Это позволило в некоторой степени повысить прочность при изгибе и твердость сплава. Еще благоприятнее повлияла замена части карбида (20 мас.%), полученного СВС-методом, углетермическим карбидом. В обоих случаях очевидно частицы двуокиси кремния (с исходным размером 100 Å) или углетермического карбида действительно способствуют отделению зерен  $TiC$ , изготовленного СВС-методом, друг от друга. Однако существенного повышения плотности не произошло, что может быть связано с неудовлетворительной смачиваемостью в системе карбид-металл.

С целью улучшения смачиваемости сплавы были легированы также молибденом (в количестве 10 мас.% в связке), но это привело к ухудшению как плотности, так и всех механических свойств сплавов. Следовательно, главной причиной неудовлетворительных свойств является срачивание карбидных зерен, полученных СВС-методом. Эти результаты противоречат результатам работы [3], в которой, наоборот, утверждают, что более высокую склонность к коагуляции имеют зерна дефектного по углероду углетермического карбида, в сравнении с СВС-карбидом, имеющим состав по углероду близкий к стехиометрическому. Одной из причин столь различных результатов может быть то, что в наших исследованиях оба карбида (углетермический и СВС) по содержанию связанного углерода были приблизительно равноценными, в то время как в работе [3] применен СВС-карбид со значительно большим содержанием связанного и меньшим свободного углерода.



## Л и т е р а т у р а

1. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений. - ДАН СССР, 1972, т. 204, № 2, с. 366-369.

2. Табатадзе Г.С., Честноков М.П., Орданьян С.С. Влияние технологии изготовления на свойства кермета TiC-Ni. - Тр. Ленинградского технологического института им. Ленсовета, 1978, № 498, с. 2-9.

3. Табатадзе Г.С., Козловский Л.В., Орданьян С.С. О некоторых особенностях создания керметов с применением TiC<sub>x</sub>-фаз, полученных СВС-методом. - Тр. Ленинградского технологического института им. Ленсовета, 1978, № 499, с. 2-9.

J. Kübarsepp, J. Pirso,  
D. Arensburger

Technology and Properties of Steel-bonded Titanium Carbide Alloys Produced Using a Titanium Carbide, Manufactured by the Method of Self-propagating High-temperature Synthesis

### S u m m a r y

The possibility of using titanium carbide manufactured by the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS-method) for producing steel-bonded titanium carbide hard-facing alloys was investigated. It is shown that the titanium carbide manufactured by the use of carbon-reduction of TiO<sub>2</sub> is more suitable for producing titanium carbide alloys than the titanium carbide manufactured by the SHS-method.



В.А. Кудрявцев, Д.С. Аренсбургер

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МАССОПЕРЕНОСА ПРИ  
ПРОПИТКЕ ПОРИСТОГО КАРКАСА

Процесс пропитки пористых карбидных каркасов расплавленным металлом является перспективным способом изготовления деталей сложной формы из порошковых твердых сплавов. Характер взаимодействия расплава металла с тугоплавким каркасом и механизм процесса пропитки определяются явлениями, происходящими на поверхности раздела двух фаз.

В процессе пропитки могут возникнуть два варианта: расплав металла заполнит поры каркаса (объемное количество связи соответствует исходной пористости каркаса) и расплав металла в процессе пропитки, попадая на границы твердое тело - твердое тело, разрушает каркас (количество связи в сплаве зависит от капиллярности системы).

Учитывая вышесказанное, важное значение имеет определение условий пропитки и условий проникновения расплава на границу твердое тело - твердое тело, что и являлось целью нашей работы.

Теоретические исследования проведены на модели трехфазной системы, состоящей из  $n$  частиц твердой фазы, газа, заполняющего поры в начальный момент, и жидкой фазы (фиг. I).

Рассмотрим два определенных состояния системы. В начальном состоянии система имеет объем  $A$ , заполненный исключительно жидкостью, и объем  $B$ , состоящий из твердых частиц и пор между ними, заполненных газом. В конечном состоянии все частицы разделены жидкостью. Считаем, что при переходе системы в конечное состояние каких-либо изменений в составе жидкой и твердой фаз не происходит, они находятся в термодинамическом равновесии. Это происходит при пропитке каркаса расплавом эвтектического состава для исследу-



дуемой системы. Поскольку процесс протекает при постоянных температуре и давлении, допускаем, что объем частиц (но не геометрическая форма) сохраняются постоянными.

В модели, как и в реальном карбидном каркасе, все твердые частицы можно разделить на две группы: частицы I, контактирующие только с подобными себе (конгломераты частиц, возникнувшие в процессе собирательной рекристаллизации при изготовлении каркаса) и частицы II, окруженные порами (сам каркас).

Таким образом, получаем две подсистемы. Изменение изобарно-изотермического потенциала ( $Z$ ) всей системы складывается из суммы изменений функции  $Z$  каждой подсистемы и описывается следующим выражением

$$\Delta Z = V_1 \Delta P_1^I + \sigma_{13} \Delta S_{13}^I - \sigma_{11} \Delta S_{11}^I + V_1 \Delta P_1^{II} + \sigma_{13} \Delta S_{13}^{II} + \sigma_{11} \Delta S_{11}^{II} - \sigma_{12} \Delta S_{12} + \sigma_{23} \Delta S_{23} + V_3 \Delta P_3, \quad (I)$$

где  $V$  - объем;

$P$  - давление;

$\Delta S$  - изменение площади межфазных поверхностей, индексы I, 2 и 3 относятся соответственно к фазам: твердая частица, газ, жидкость, а индексы I и II - к группам частиц.

Учитывая, что в реальных порошковых твердых сплавах размер частиц и толщина прослоек жидкости превышает  $10^{-6}$  см, по аналогии с [1] в выражении (I) принимаем  $\Delta P_3 = 0$ .

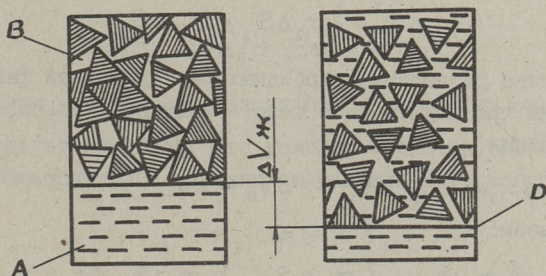
Для определения изменения давления частиц твердой фазы воспользуемся данными [2], из которых находим

$$\Delta P = P_{ч} - P_{ж} = \frac{2}{3} \sigma \frac{S}{V}, \quad (2)$$

где  $P_{ч}$ ,  $P_{ж}$  - давление частицы и жидкости соответственно;  
 $\sigma$  - усредненное по всем граням значение поверхностного натяжения;  
 $S$  - площадь поверхности частицы;  
 $V$  - ее объем.

Используя выражение (2) для конечного состояния, когда конкретная частица твердой фазы окружена жидкостью, имеем





Фиг. 1. Модель процесса пропитки.

$$P_{\text{кон}} = P_{\text{жк}} + \frac{2}{3} \sigma_{13} \frac{S_{13}}{V}. \quad (3)$$

Вторым крайним состоянием частицы будет начальное, когда все грани ее контактируют с подобными себе, что приведет к изменению усредненного поверхностного натяжения и геометрической формы ее в соответствии с теоремой Вульфа. Поэтому давление частицы в начальном состоянии описывается выражением:

$$P_{\text{нач}} = P_{\text{жк}} + \frac{2}{3} \sigma_{11} \frac{S_{11}}{V}. \quad (4)$$

Вычитая (4) из (3), имеем:

$$\Delta P_1^I = \frac{2}{3} \cdot \frac{1}{V} (\sigma_{13} S_{13} - \sigma_{11} S_{11}). \quad (5)$$

Принимая во внимание соотношения

$$\frac{V_1^I}{V} = n_1; \quad n_1 S_{13} = \Delta S_{13}^I; \quad n_1 S_{11} = 2 \Delta S_{11}^I,$$

получим:

$$V_1^I \Delta P_1^I = \frac{2}{3} (\sigma_{13} \Delta S_{13}^I - 2 \sigma_{11} \Delta S_{11}^I) \quad (6)$$

и по аналогии для частиц II группы имеем:

$$V_1^{\text{II}} \Delta P_1^{\text{II}} = \frac{2}{3} (\sigma_{13} \Delta S_{13}^{\text{II}} - 2 \sigma_{11} \Delta S_{11}^{\text{II}} - \sigma_{12} \Delta S_{12}). \quad (7)$$

После подстановки (6) и (7) в (I) и преобразований имеем:

$$\Delta Z = \frac{5}{3} \sigma_{13} \Delta S_{13}^I - \frac{7}{3} \sigma_{11} \Delta S_{11}^I + \frac{5}{3} \sigma_{13} \Delta S_{13}^{\text{II}} -$$

$$-\frac{7}{3}\sigma_{11}\Delta S_{11}^{\text{II}} - \frac{5}{3}\sigma_{12}\Delta S_{12} + \sigma_{23}\Delta S_{23}. \quad (8)$$

В случае разделения карбидных частиц жидкой фазой, попадающей на границу твердое тело - твердое тело, справедливы соотношения

$$\Delta S_{13} = \Delta S_{13}^{\text{I}} + \Delta S_{13}^{\text{II}}; \quad \Delta S_{11} = \Delta S_{11}^{\text{I}} + \Delta S_{11}^{\text{II}}$$

поэтому имеем:

$$\Delta Z = \frac{5}{3}\sigma_{13}\Delta S_{13} - \frac{7}{3}\sigma_{11}\Delta S_{11} - \frac{5}{3}\sigma_{12}\Delta S_{12} + \sigma_{23}\Delta S_{23}. \quad (9)$$

При переходе системы из начального в конечное состояние справедливы соотношения

$$\Delta S_{13} = 2g_1 \cdot \Delta S_{11} + g_2 \Delta S_{12}, \quad (10)$$

$$g_3 \Delta S_{12} = \Delta S_{23} \cdot \cos \Theta, \quad (11)$$

так как  $r = \rho \cos \Theta$ ,

где  $r$  - радиус капилляра;

$\rho$  - радиус кривизны мениска, по которому контактирует жидкая фаза с газом;

$\Theta$  - краевой угол смачивания плоской твердой поверхности с расплавом.

Коэффициент  $g_i$  учитывает возможные изменения геометрической формы частиц, а следовательно, и изменения межфазной площади. По данным [3], для систем, в которых в конечном состоянии частицы приобретают сферическую форму,  $g_i$  принимает значения от 1,09 до 1,23.

В результате подстановки (10) и (11) в (9) получаем окончательное уравнение изменения свободной энергии системы при переходе из начального в конечное состояние:

$$\Delta Z = \frac{1}{3}(10g_1\sigma_{13} - 7\sigma_{11})\Delta S_{11} + \frac{1}{3}(5g_2\sigma_{13} - 5\sigma_{12} + 3g_3\sigma_{23}\cos\Theta)\Delta S_{12}. \quad (12)$$

Процесс пропитки пористого каркаса и проникновение расплава на контакт твердое тело - твердое тело возможны лишь в случае убыли свободной энергии системы, следовательно, для этого необходимо выполнение условий

$$10g_1\sigma_{13} < 7\sigma_{11}, \quad (13)$$



$$5q_2\sigma_{13} + 3q_3\sigma_{23}\cos\Theta < 5\sigma_{12}, \quad (I4)$$

причем эти условия не зависят от дисперсности систем.

Следует отметить, что условие пропитки (I4) отличается от общепринятого условия смачивания [4], которое имеет вид:

$$\sigma_{13} + \sigma_{23}\cos\Theta < \sigma_{12}. \quad (I5)$$

Полученное условие проникновения жидкости на контакт между твердыми частицами (I3) также отличается от традиционно используемого [5]:

$$2\sigma_{13} < \sigma_{11}, \quad (I6)$$

которое получено из соотношения

$$\cos\frac{\psi}{2} = \frac{\sigma_{11}}{2\sigma_{13}}, \quad (I7)$$

где  $\psi$  - двугранный угол.

Условия (I3) и (I4), полученные в данном расчете, с точки зрения термодинамики, не противоречат ранее известным и, поскольку, при их выводе было учтено изменение не только поверхностной, но и объемной энергии фаз в системе, а также геометрической формы частиц, их, по всей вероятности, следует считать более точными.

Справедливость сделанного вывода можно подтвердить примерами.

Согласно исследованиям Герленда [6] в системе WC-Co двугранный угол для частиц карбида вольфрама имеет значения 40, 60 и 90°, следовательно, по условию (I6), жидкая фаза не может проникать по контактными границам частиц карбида вольфрама. Однако установлено [7], что такой процесс протекает успешно. Для сплавов группы ТК справедливость условия (I3) подтверждается в работе [1].

Предположим, что расплав металла начнет поступать на карбидный контакт в момент, когда полностью заполнятся поры каркаса. В этом случае в уравнении (I2)  $\Delta S_{12}$  превращается в 0 и изменение изобарно-изотермического потенциала будет определяться зависимостью

$$\Delta Z = \frac{1}{3}(10q_1\sigma_{13} - 7\sigma_{11})\Delta S_{11}, \quad (I8)$$



т.е. только изменением поверхности контакта между карбидными частицами, которое приводит к  $\Delta V_{ж}$  при перемещении диафрагмы  $D$  (фиг. 1).

Исходя из того, что для перемещения диафрагмы  $D$  затрачивается работа, равная изменению изобарно-изотермического потенциала, в [8] проведен расчет давления, под действием которого происходит миграция жидкости в сплав, которое описывается зависимостью

$$P = \frac{1}{3} \cdot k \cdot k_1 (7\sigma_{II} - 10g, \sigma_{I3}) \left[ \left( \frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}} - Au^{\beta} \right] \cdot S_v, \quad (19)$$

где  $k$  - коэффициент, учитывающий форму зерен и полостей в области, заполненной жидкой фазой;

$k_1$  - коэффициент формы частиц, связывающий их размер с удельной поверхностью  $S_v$ ;

$u$  - объемное содержание жидкой фазы;

$A$  - коэффициент, учитывающий количество жидкой фазы, при котором наступает полное разделение частиц;

$\beta$  - коэффициент, характеризующий строение каркаса (по данным [9], в композициях WC-Co и WC-Ni,  $A = 1,41$  и  $\beta = 1$ ).

Используя терминологию работы [10], выражение (19) можно интерпретировать следующим образом: давление миграции зависит от капиллярного потенциала системы (первый член в квадратных скобках) и капиллярной проводимости (второй член).

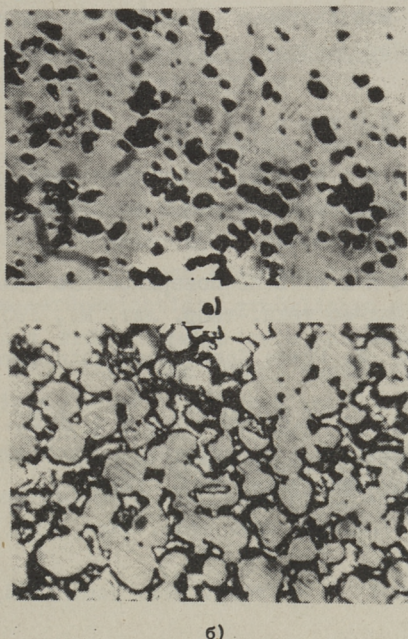
Капиллярный потенциал с увеличением жидкой фазы уменьшается (по [10], это аналогично увеличению удельной влажности тела) и при максимальном содержании ее становится равным нулю. Выражение  $\left( \frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}}$  есть отношение величины карбидного зерна к толщине прослойки, с уменьшением которого при примерно постоянной величине зерна увеличивается толщина прослойки, т.е. размер капилляра, и капиллярный потенциал падает.

Капиллярная проводимость увеличивается с ростом количества жидкости и в момент, когда

$$\left( \frac{1-u}{u} \right)^{\frac{1}{3}} = Au^{\beta} \quad (20)$$



давление миграции становится равным нулю, насыщение жидкой фазой прекращается.



Фиг. 2. Микроструктуры исследованной системы:  
а - каркас TiC с пористостью  $P = 16\%$ ,  
б - сплав после пропитки каркаса с 27 об. % (Ni-Co-Cr) связки.

Таким образом, расчеты, проведенные в данной работе, позволяют описать процесс пропитки. При выполнении условия (I4) расплав металла за счет капиллярных сил проникает в пористый каркас и при выполнении условия (I3) за счет давления миграции (I9) на контакт твердое тело - твердое тело, насыщая сплав жидкой фазой до тех пор, пока не выполнится условие (20). Это указывает на то, что соответствие между пористостью карбидного каркаса и количеством связки отсутствует, что следует учитывать при изготовлении порошковых твердых сплавов методом пропитки.

Реальность описанного выше механизма для системы TiC-(Ni-Co-Cr), -связка подтверждается экспериментально (фиг. 2).



Цель авторов в дальнейшем - уточнить предложенную модель с доведением результатов сделанных по ней расчетов до семейства кривых, используемых в инженерных расчетах при изготовлении сплавов.

### Л и т е р а т у р а

1. Л и с о в с к и й А.Ф. О термодинамике процесса проникновения жидкой фазы в спеченные композиции. - Порошковая металлургия, № 10 (142), 1974, с. 69-73.
2. С е м е ч е н к о В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. Изд-во техн.-теор. лит. М., 1957. 194 с.
3. M i s s o l W. Prace Instytutow Hutniczych, 1963, 15, N3, p. 135.
4. Е р е м е н к о В.Н., Н а й д и ч Ю.В., Л а в р и н е н к о Н.А. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы. Киев, Наукова думка, 1968. 123 с.
5. S m i t h C.S. - Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 1948, 175, p. 15.
6. G u r l a n d J. - Trans. Met. Soc. AIME, 1959, 215, N4, p. 601.
7. Л и с о в с к и й А.Ф., Л и н е н к о Ю.П. Металлокерамические твердые сплавы с переменным содержанием кобальта. - Порошковая металлургия, № 3(III), 1972, с. 38-41.
8. Л и с о в с к и й А.Ф. Исследование миграции жидкой фазы в спеченной композиции тугоплавкая фаза - жидкий металл. - Сверхтвердые материалы, 1981, № 1, с. 17-24.
9. Л и с о в с к и й А.Ф. Аномальное поведение жидких металлов в плоских капиллярах, образованных спеченными композиционными телами. - Порошковая металлургия, № 7(235), 1982, с. 29-33.
10. Л ы к о в А.В. Явления переноса в капиллярно-пористых телах. Изд-во техн.-теор. лит. М., 1954. 296 с.



Eine Masseübergangsuntersuchung bei Tränken  
des porigen Skelettkörpers

Zusammenfassung

Die in der Arbeit gebrachten thermodynamischen Berechnungen, die Änderungen der Oberflächen und Volumene-phaseenergie, aber auch die geometrischen Formen der Pulverteilchen berücksichtigt, ermöglichen die Bedingungen des Verlaufes des Tränkvorgangs nach folgendem Mechanismus zu bestimmen: Metallegierung dringt wegen der Kapillarkräfte in den porigen Skelettkörper und wegen des Migrationsdruckes in die Körnerkontakte, bis der Körper völlig ausgefüllt ist. Die Erfüllung der berechneten Bedingungen für die Sinterlegierung TiC-(Ni, Co, Cr) wird experimentell gezeigt.





ГАЗОАБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ  
ЛЕГИРОВАННЫХ КАРБИДОТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Легирование является одним из возможных путей улучшения свойств спеченных твердых сплавов. Практические исследования сплавов  $TiC-VN-NbC$ ,  $TiC-VN-TaC$ ,  $TiC-VN-Mo_2C$  показали, что при правильном дозировании третьего элемента эти сплавы имеют существенные преимущества перед бинарными сплавами на основе карбида титана и карбида ванадия, а также перед простыми сплавами на основе карбида титана как с точки зрения их производства, так и с точки зрения применения. Легированию карбидотитановых сплавов посвящено большое количество работ, подробный обзор которых приведен в [1]. Однако не определялось влияние легирующих добавок на газоабразивную износостойкость карбидотитановых твердых сплавов.

В настоящей работе изучалось влияние таких легирующих добавок, как: карбиды ниобия, ванадия и молибдена на износостойкость в струе абразива карбидотитановых сплавов с никель-кобальт-хромовой связкой. Выбиралось для карбидотитановых сплавов оптимальное по прочности при изгибе соотношение компонентов связки по массе  $Ni:Co:Cr = 4:3:1$  [2]. Исследование проводилось в двух системах:  $TiC-NbC-Mo_2C$  и  $TiC-VN-Mo_2C$ . Изучению подвергался сплав с 70 % карбида титана и 30 % связки по массе. При этом часть карбида титана заменялась легирующими добавками.

Интенсивность изнашивания определялась на центробежном ускорителе ЦУК-3М [3] в струе кварцевого песка фракцией 0,1-0,3 мм при скорости 80 м/с и углах атаки 30 и 90°. В таблице I приведены состав, свойства и относительная износостойкость (эталон - нормализованная сталь 45 твердостью 2000 МПа) изученных сплавов.



Анализ связей между свойствами и износостойкостью показал, что при изменении состава сплавов какой-либо корреляции между прочностью при изгибе, размером карбидного зерна, с одной стороны и износостойкостью, с другой, не существует. Единственным свойством, которое связано с износом, является твердость сплава. При этом износостойкость резко повышается, если коэффициент твердости  $K_T$  (отношение значения твердости материала  $H$  и абразива  $H_A$ ) превышает 1,15 (фиг. 1).

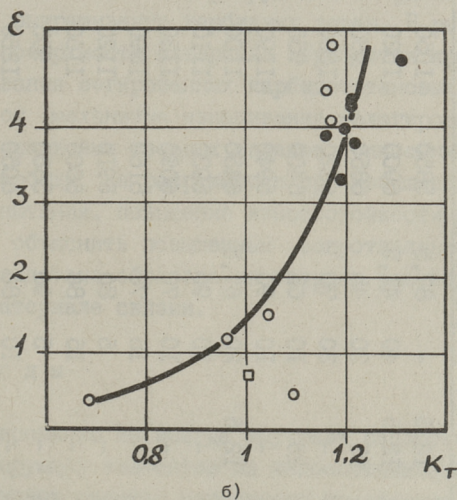
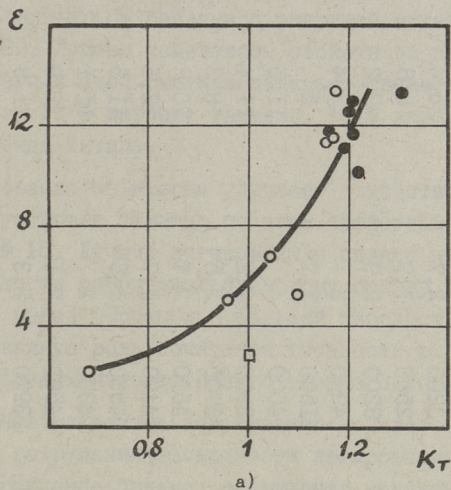
При введении в сплав карбида молибдена, с одной стороны, происходит повышение твердости связки за счет лучшей растворимости его в материале связки, с другой стороны, снижение твердости карбидных зерен за счет образования твердого раствора карбида молибдена в карбиде титана. Появляющаяся, при осаждении растворенного карбида молибдена на зернах карбида титана, кольцевая структура зерен карбидной фазы служит смягчающей контраст переходной прослойкой между хрупким карбидом и пластичной связкой [4, 5]. Однако сердцевина является все же весьма твердой и довольно хрупкой. Макротвердость сплавов возрастает, износостойкость повышается более чем в 4 раза по сравнению с нелегированным сплавом № 15 (табл. 1).

Известно, что при легировании карбидтитанового сплава марки ТНМ20 карбидом ниобия, образование твердого раствора карбида ниобия в карбиде титана увеличивает пластичность карбидных зерен, тем самым повышается прочность сплава [5]. Однако сплав № 1 (12,5 % карбида ниобия в твердой фазе) имеет прочность меньше, а твердость больше, износ же при 30° меньше и 90° больше, чем у сплава № 15 без легирования. Очевидно, в данном случае хрупкость сплава возрастает вместе с повышением твердости.

При совместном легировании карбида титана карбидами ниобия и молибдена прочность сплавов остается ниже прочности нелегированного сплава № 15 (табл. 1). Это вызывается, по-видимому, затруднением образования твердого раствора в карбиде титана из чистых компонентов при температуре спекания за счет большей активности карбида молибдена при растворении в материале связки и осаждении его на карбиде титана с образованием кольцевой структуры. Износостойкость этих сплавов



также низкая. Исключение составляет сплав № 7, содержащий 12,5 % карбида ниобия и 20 % карбида молибдена в твердой фазе, обладающий наибольшей износостойкостью и твердостью из совместно легированных сплавов. В системе TiC-VC-Mo<sub>2</sub>C



Фиг. 1. Зависимость относительной износостойкости карбидтитановых сплавов от коэффициента твердости  $K_T$ , легированных: 1) карбидами ванадия и молибдена ●, 2) карбидами ниобия и молибдена ○.  
а - угол атаки 30°, б - угол атаки 90°.

Т а б л и ц а I

## Состав и свойства сплавов

№ сплава	Состав твердой фазы, мас. %				Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Прочность при изгибе $\sigma_u$ , МПа	Твердость НУ, МПа	Размер карбидного зерна, мкм	Износостойкость при ударах атаки, град.	
	VC	NbC	Mo <sub>2</sub> C	TiC					30	90
I	-	12,5	-	87,5	5850	1050	13200	2,7	5,4	0,5
2	-	12,5	40	47,5	6900	1020	12500	1,9	6,8	1,5
3	-	25	30	45	6850	980	8200	2,9	2,2	0,4
4	-	-	30	70	6320	1080	14000	2	13,4	5,1
5	-	25	10	65	6400	955	11500	1,9	5	1,2
6	-	-	10	90	5940	1190	14000	4	11,5	4,1
7	-	12,5	20	67,5	6450	1100	13900	2,2	11,4	4,5
8	-	-	10	90	5930	1110	15700	2,5	13,3	4,9
9	20	-	10	70	6090	1130	14600	2,7	10,2	3,8
10	15	-	15	70	6160	1090	14400	1,7	12,6	4
11	15	-	5	80	5910	1120	14500	1,8	11,6	4,4
12	5	-	15	80	6000	1160	14300	2	11,1	3,3
13	5	-	5	90	5880	905	14500	2,1	12,9	4,3
14	10	-	10	80	6050	1260	13900	2,3	11,8	3,9
15	-	-	-	100	5680	1130	12000	2,5	2,8	0,7
ВК15	-	-	-	-	14000	1800	12000	-	13,2	3,6



сплавы обладают высокой износостойкостью, которая не обнаруживает закономерной связи ни со структурой, ни с механическими свойствами. Повышение износостойкости и твердости, не снижая прочности, объясняется сохранением пластичности, которая обусловлена составом и свойствами твердых растворов легирующих добавок, и связана с энергией межатомного взаимодействия [6]. Лучшим комплексом свойств по прочности и износостойкости в этой системе обладает сплав, содержащий в твердой фазе 10 % карбида ванадия, 10 % карбида молибдена и 80 % карбида титана.

Легирование не всегда улучшает свойства материала. Сплав № 3 уступает заметно по всем свойствам нелегированному сплаву № 15. Лучшие легированные сплавы не уступают по износостойкости карбидовольфрамовому сплаву ВК15 (табл. I), однако они менее прочны и с большей твердостью. Это подтверждает важную роль сочетания твердости с пластичностью при формировании износостойкого твердого сплава.

Изучение механизма изнашивания показало, что типичными признаками разрушения поверхности легированных сплавов являются разрыхление связки, разрушение межфазных и межзеренных границ, выкрашивание карбидных зерен. В результате этих явлений на поверхности материала образуются кратеры. Механизм изнашивания легированных карбидтитановых сплавов не отличается от механизма изнашивания нелегированных мелкозернистых порошковых твердых сплавов, описанных в [7, 8]. Поскольку карбиды не разрушаются при изнашивании в данных условиях испытания, повышение износостойкости путем легирования можно объяснить повышенным сопротивлением связки разрушению, вследствие образования твердых растворов легирующих добавок в материале связки.

## В ы в о д ы

1. Легирование не всегда улучшает свойства материала. Влияние легирующих элементов на износостойкость порошковых карбидтитановых сплавов невозможно предварительно оценить.

2. Рациональным выбором количества легирующих добавок возможно повышение износостойкости материала в 4 раза без снижения его прочности по сравнению с нелегированным сплавом.



3. Повышение износостойкости в струе абразивных частиц путем легирования можно объяснить повышением сопротивления связки разрушению вследствие образования твердых растворов легирующих добавок в материале связки.

#### Л и т е р а т у р а

1. К и ф ф е р Р., Б е н е з о в с к и й Ф. Твердые сплавы. М., Металлургия, 1971. 390 с.

2. В а л ь д м а Л.Э., К у д р я в ц е в В.А. Некоторые вопросы по оптимизации состава жаропрочных карбидотитановых сплавов. - В сб.: Эрозионностойкие спеченные материалы и их применение. Тезисы докл. I Республ. конф. по порошковой металлургии. Таллин, 1975, с. 19.

3. К л е й с И.Р. Центробежный ускоритель ЦУК-3М для определения относительной износостойкости материалов при абразивной эрозии. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1970, сер. А, № 294, с. 23-33.

4. С а м с о н о в Г.В., В о р о н к и н М.А. Прочность безвольфрамовых твердых сплавов. - Порошковая металлургия, 1975, № 2, с. 79-81.

5. С а м с о н о в Г.В. и др. Влияние карбида ниобия на свойства безвольфрамовых твердых сплавов. - Порошковая металлургия, 1973, № 9, с. 83-86.

6. С а м с о н о в Г.В., В о р о н к и н М.А. Свойства двойных карбидов титана и металлов  $V_d$  подгруппы. - Порошковая металлургия, 1976, № 4, с. 64-68.

7. К а л л а с П.К., В а л ь д м а Л.Э. Характер изнашивания спеченных твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1979, № 478, с. II-I7.

8. V a l d m a L., K u d r j a v t s e v V., K a l l a s P. Der Einfluß technologischer Faktoren auf die Hydroabrasiv-Verschleißfestigkeit der Titankarbid-Sinterlegierungen. - Abhandlungen der VI Internationalen Pulvermetallurgischen Tagung. Dresden, 1977, B.2, S. 43-1...43-16.



Abrasive Erosion of Alloyed Titanium  
Carbide Hard Metals

S u m m a r y

The influence of alloying titanium carbide hard metal KTHKX 30 (binder - nickel - cobalt - chromium) with niobium, vanadium and molybdenum carbides on the wear resistance in quartz sand stream was studied.

It is shown that a rational selection of the amounts of alloying elements enables to raise the wear resistance of the material four times without decreasing its strength.





Я.П. Кюбарсепп, Х.И. Аннука,  
Л.Э. Вальдма

### НЕКОТОРЫЕ ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА СОСТАВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ TiC-СТАЛЬ

Простейшим способом повышения износостойкости твердых сплавов является увеличение содержания карбидной фазы, в частности, содержания TiC. Однако, как показано в работе [1], повышение износостойкости карбидтитановых твердых сплавов TiC-сталь эффективнее осуществлять увеличением твердости связки, чем увеличением содержания карбидной составляющей в сплаве. Твердость связки и сплава в целом наиболее эффективно повышать двумя путями: легированием и применением термообработки (закалки). Закалка термообрабатываемого твердого сплава является наиболее хорошим способом, поскольку, как показывают наши исследования, повышает одновременно как твердость и износостойкость, так и прочность при изгибе и ударную вязкость. Влияние легирования несколько сложнее. Например, из работы [2] видно, что повышение твердости легированием твердого сплава TiC-сталь в то же время приводит к понижению прочности при изгибе и ударной вязкости. Однако в условиях эксплуатации от сплава требуется не одно свойство (например, износостойкость), а как правило, и определенный уровень других свойств (например, прочностных).

В настоящей работе мы попытаемся ответить на вопрос: какими количествами хрома и углерода легировать сплавы TiC-Fe, чтобы обеспечить им высокую твердость и износостойкость при высоких прочностных свойствах. Хром и углерод были выбраны как наиболее часто применяемые элементы в износостойких сталях и в стальных связках сплавов TiC-сталь. Так как на прочностные свойства сплавов TiC-сталь оказывает влияние также состав карбида по углероду [см. 3], исследования были проведены с применением угле-



термического карбида двух составов (мас.%):  $C_{общ} = 20,0$ ,  $C_{своб} = 0,71$  (карбид № 1),  $C_{общ} = 18,12$ ,  $C_{своб} = 0,18$  (карбид № 2). В качестве исходных порошков применялись также порошок железа ПЖ4М ГОСТ 9849-74, электролитический порошок хрома, ферросилиций (фракции - 0,16 мм) и ламповая сажа (для введения углерода). Сплавы были изготовлены по обычной твердосплавной технологии. Образцы закаливались в масло с температуры, обеспечивающей максимальную твердость и отпускались при 200 °С.

Прочность при изгибе, ударная вязкость и твердость по Виккерсу определялись по стандартным методикам. Износостойкость в абразивной струе была исследована на центробежном ускорителе абразива (кварцевого песка зернистостью 0,1-0,3 мм) ЦУК-3М [4]. Скорость абразивной струи была 80, 40 и 20 м/с, угол атаки струи 30°. Эталоном служила сталь 45 в отожженном состоянии.

Основные результаты исследований представлены в таблицах № 1-6. Сплавы содержали карбид титана 40 и 50 мас.%.

Результаты исследований показывают (см. табл. 1 и 2) нецелесообразность легировать связку сплавов хромом свыше 13 мас.%, поскольку это уже не обеспечивает дальнейшего повышения твердости и износостойкости сплавов, в то время как прочность и вязкость понижаются уже в значительной степени. Оптимальным, с точки зрения получения одновременно высокой твердости и износостойкости при достаточно высоком уровне прочности при изгибе и ударной вязкости, является содержание в стальной связке 5-9 мас.% хрома.

Исследования влияния содержания углерода были проведены на сплавах, содержащих хром 9 мас.% (в связке). Дополнительным легированием кремнием (1,5 мас.%) достигалось улучшение технологичности сплава. Разное содержание углерода в связке сплавов достигалось введением сажи. В связи с тем, что использованный TiC содержал свободный углерод (0,71 и 0,18 мас.% у разных карбидов), начальные составы связок сплавов по углероду были разными.

Результаты исследований показали (см. табл. 3 и 4), что при применении карбида № 1 уже небольшие добавки углерода в



Т а б л и ц а 1

Влияние хрома на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV, ударную вязкость  $\alpha_k$  и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 40 мас.% TiC - 60 мас.% Fe - Cr. Применен TiC состава (мас.%):  $C_{общ} = 20,0$ ,  $C_{своб.} = 0,71$

Состав связки мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$\alpha_k$ $10^4 \frac{Дж}{м^2}$	$\varepsilon_{45}$ при скорости струи абразива, м/с		
				30	40	20
Fe	1880	8,2	4,0	1,9	1,8	2,2
Fe +2 Cr	1960	11,7	3,8	4,2	4,0	4,4
Fe +5 Cr	2080	12,0	3,9	4,3	3,9	4,4
Fe +9 Cr	1800	11,8	2,9	4,8	4,7	3,8
Fe +13 Cr	1670	12,4	2,8	4,8	3,9	3,8
Fe +17 Cr	1360	12,0	2,5	4,5	3,7	3,5
Fe +21 Cr*	1400	11,0	-	4,4	3,1	3,7

\* Сплав дополнительно легирован элементами, улучшающими спекаемость.

Т а б л и ц а 2

Влияние хрома на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV, ударную вязкость  $\alpha_k$  и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 50 мас.% - 50 мас.% Fe - Cr. Применен TiC состава (мас.%):  $C_{общ} = 20,0$ ,  $C_{своб.} = 0,71$

Состав связки мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$\alpha_k$ $10^4 \frac{Дж}{м^2}$	$\varepsilon_{45}$ при скорости струи абразива, м/с		
				80	40	20
Fe	1830	9,9	2,9	2,5	2,4	1,8
Fe +2 Cr	1750	13,4	3,2	5,3	4,3	4,0
Fe +5 Cr	1560	13,6	2,3	5,3	5,0	4,5
Fe +9 Cr	1670	13,3	2,5	5,2	4,9	4,0
Fe +13 Cr	1400	13,6	2,2	6,0	4,8	4,9
Fe +17 Cr	1240	13,4	1,8	6,8	4,6	4,6
Fe +25 Cr*	1310	11,7	-	4,0	3,3	3,7

\* Сплав дополнительно легирован элементами, улучшающими спекаемость.



Т а б л и ц а 3

Влияние углерода на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 40 мас.% TiC - 60 мас.% стали Х9С1,5. Применен TiC состава (мас.%):  $C_{общ} = 20,0$ ,  $C_{своб} = 0,7I$

Содержание в связке углерода, мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$\varepsilon_{45}^{30}$ при скорости струи абразива 80 м/с
0,47	I720	II,5	4,2
0,67	I760	II,3	5,9
I,00	I7I0	IO,9	5,6
I,33	I490	II,I	4,7
I,67	I470	IO,9	5,3

Т а б л и ц а 4

Влияние углерода на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 50 мас.% TiC - 50 мас.% стали Х9С1,5. Применен TiC состава (мас.%):  $C_{общ} = 20,0$ ,  $C_{своб} = 0,7I$

Содержание в связке углерода, мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$\varepsilon_{45}^{30}$ при скорости струи абразива 80 м/с
0,67	I700	I2,6	4,8
I,00	I670	I3,0	6,8
I,33	I580	I3,I	7,6
I,67	I630	I3,3	7,2

связку из хромистой стали позволяют в значительной степени повысить износостойкость. Твердость при этом мало изменяется. Дальнейшее увеличение содержания углерода свыше I - I,33 мас.% не приводит к росту износостойкости, а содержания более I,67 мас.% в связке кроме того вызывают неудовлетворительную спекаемость и понижение прочностных свойств.

Нами были исследованы также сплавы, содержащие 30 и 60 мас.% TiC. Эти исследования показали, что большие содержания углерода в связке сплавов особенно нежелательны в сплавах с относительно небольшим содержанием TiC (30 и



Т а б л и ц а 5

Влияние углерода на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV, ударную вязкость  $a_k$  и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 40 мас.% TiC - 60 мас.% стали Х9С1,5. Применен TiC состава (мас.%):  
:  $C_{\text{общ}} = 18,12$ ,  $C_{\text{своб}} = 0,18$

Содержание в связке углерода, мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$a_k$ $10^4 \frac{\text{Дж}}{\text{м}^2}$	$\varepsilon_{45}^{30^\circ}$ при скорости струи абразива, м/с		
				80	40	20
				0,12	1900	10,4
0,33	1960	10,9	3,5	3,2	4,1	3,4
0,67	2040	10,7	4,0	3,6	4,3	4,2
1,00	1920	11,6	3,7	4,1	5,5	3,8
1,33	1870	11,2	3,8	3,6	3,5	3,7
1,67	1740	11,4	4,0	3,9	3,2	3,5
2,00	1590	11,1	2,4	3,3	2,9	3,5

Т а б л и ц а 6

Влияние углерода на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , твердость по Виккерсу HV, ударную вязкость  $a_k$  и относительную износостойкость  $\varepsilon$  твердых сплавов 50 мас.% TiC - 50 мас.% стали Х9С1,5. Применен TiC состава (мас.%)  
 $C_{\text{общ}} = 18,12$ ,  $C_{\text{своб}} = 0,18$

Содержание в связке углерода, мас.%	$\sigma_u$ МПа	HV ГПа	$a_k$ $10^4 \frac{\text{Дж}}{\text{м}^2}$	$\varepsilon_{45}^{30^\circ}$ при скорости струи абразива, м/с		
				80	40	20
				0,18	1700	11,4
0,33	1610	11,4	2,8	3,6	3,2	3,1
0,67	1630	11,7	3,0	4,2	4,0	3,3
1,00	1750	12,6	3,0	5,7	4,5	3,7
1,33	1890	12,7	3,2	5,3	5,2	3,8
1,67	1830	12,9	3,0	6,0	4,7	4,4
2,00	1680	12,4	2,8	4,7	4,8	4,2

40 мас.%). Вместе с ростом содержания карбида титана в сплавах их чувствительность к повышенным содержаниям углерода падает.



С применением карбида другого состава, содержащего меньше свободного и связанного углерода (карбид № 2), были получены результаты, представленные в таблицах 5 и 6. Видно, что твердость и износостойкость этих сплавов несколько меньше, чем у сплавов, изготовленных из карбида № 1. Применение различных по содержанию углерода карбидов приводит также к несколько отличающимся влияниям углерода на прочностные свойства. С применением карбида № 2 прочностные свойства сплавов не понижаются до весьма больших содержаний углерода в связке. Наблюдается даже некоторое повышение прочностных свойств при разных содержаниях углерода в связке. У сплавов с применением карбида № 1 этого не наблюдается. В то время, как сплавы, изготовленные из карбида № 1, при содержании в связке 2,0 мас.% углерода спекаются неудовлетворительно, сплавы, изготовленные из карбида № 2, при таком содержании углерода хорошо спекаются.

## В ы в о д ы

1. Хром и углерод являются элементами, правильное введение которых позволяет в значительной мере повысить износостойкость сплавов TiC-сталь.

2. При выборе состава с точки зрения достижения максимальной износостойкости необходимо учитывать, что стальную связку сплавов TiC-сталь нежелательно легировать хромом более 13 мас.% и углеродом более 1,67 мас.%, поскольку это приводит к заметному ухудшению спекаемости и прочностных свойств. Оптимальными с точки зрения достижения одновременно высокой износостойкости и прочности при изгибе является содержание в связке сплавов 5-9 мас.% хрома.

3. Оптимальное количество углерода в связке сплавов TiC-сталь зависит от состава применяемого карбида по углероду. При использовании карбида с большим содержанием связанного и свободного углерода эффективны уже небольшие добавки (0,3-0,6 мас.%) в связку сверх количества, содержащегося в виде свободного углерода TiC. С применением карбида, содержащего меньше связанного и свободного углерода, максимум износостойкости достигается при больших добав-



ках углерода в стальную связку сверх количества, содержащегося в карбиде.

### Л и т е р а т у р а

1. В а л ь д м а Л.Э., К ю б а р с е п п Я.П., П о с т Т.Б. Износостойкость сплавов TiC -сталь в гидроабразивной струе. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1980, № 494, с. 41-48.

2. В а л ь д м а Л.Э., К ю б а р с е п п Я.П. Специальные стальные связки для карбидтитановых термообрабатываемых керметов. - Сб. докл. У Международн. конф. по порошковой металлургии в ЧССР, 1978, том II, с. 124-141.

3. К и п а р и с о в С.С., Н а р в а В.К., К о л у п а е в а С.Я. Влияние состава TiC на свойства материалов TiC -сталь. - Порошковая металлургия, 1975, № 7, с. 41-44.

4. К л е й с И.Р. Центробежный ускоритель ЦУК-3М для определения относительной износостойкости материалов при абразивной эрозии. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1970, Сер. А, № 294, с. 23-33.

J. Kübarsepp, H. Annuka, L. Valdma

#### Some Principles of Choosing the Composition of Steel Bonded Titanium Carbide Alloys

#### S u m m a r y

The paper deals with the influence of carbon, chromium and the composition of titanium carbide on the strength properties and wear resistance of steel bonded titanium carbide alloys. It is shown that the right choice of the amount of carbon and chromium makes it possible to get high-wear resistance and strength properties at the same time. The paper pays attention to the fact that the optimum quantity of carbon in the steel bond depends on the composition of titanium carbide.





### ОСОБЕННОСТИ СОЗДАНИЯ ЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ

Особое внимание в экономии металлов, повышении надежности и ресурса машин, приборов и механизмов приобретает технология нанесения покрытий, использующая порошковые материалы. К таким методам относится газотермическое напыление (газопламенное, плазменное и детонационное), которое обеспечивает высокую экономичность применения порошковых материалов.

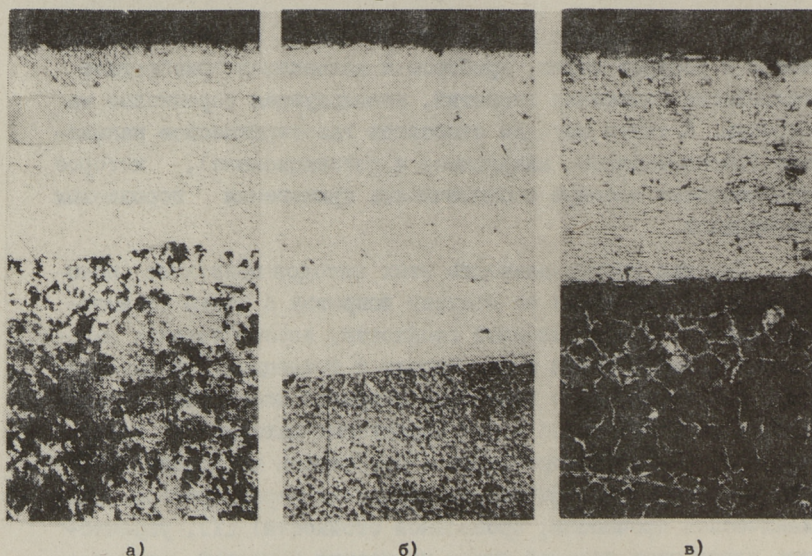
Широкая универсальность этих методов позволяет наносить самые различные по составу покрытия с целью повышения износо- и коррозионной стойкости, восстановления изношенных деталей машин и др. Наряду с традиционными материалами газотермическое нанесение покрытий может быть с большим успехом применено и для порошковых материалов. Учитывая то, что любая пористость в порошковом материале приводит к снижению его физико-механических характеристик (механической прочности, эрозионной стойкости) [1], упрочнение порошковых деталей путем нанесения покрытий является особенно актуальным. Однако при нанесении порошковых покрытий газотермическими методами на порошковые материалы следует учитывать особенности, обусловленные прежде всего наличием пористости.

Влияние нагрева на структуру пористой основы. При нанесении на пористые материалы порошковых покрытий наплавкой следует учитывать высокую удельную поверхность основы, что способствует интенсивному окислению основы при нагреве. Установлено, что нагрев пористой основы (пористость 25 %) до напыления порошка и в процессе оплавления напыленного слоя приводит к сквозному окислению (при сечении 5x15 мм),



что ведет к ухудшению смачиваемости материала покрытия с основой и охрупчиванию основы. Для предотвращения окисления целесообразным является газопламенное напыление порошкового слоя с последующим оплавлением его в защитной атмосфере.

В результате инфильтрации легкоплавляющихся составляющих нанесенного материала покрытия в поры порошковой основы на поверхности основы образуется пропитанная зона глубиной до 1,5–2 мм при пористости основы 25 % (фиг. 1, а). Последнее приводит к значительному увеличению механической прочности порошкового материала [2].



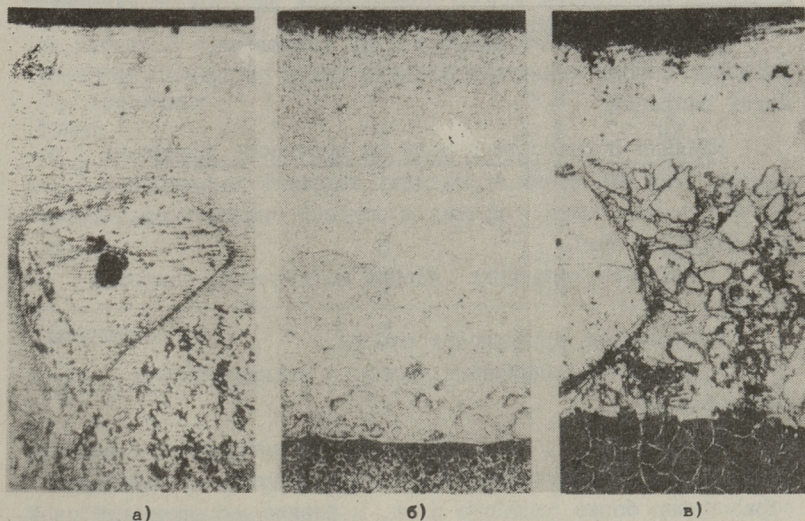
Фиг. 1. Микроструктуры основы и покрытий из сплава Ni-Cr-Si-B на различных основах:  
 а, б - порошковая сталь 45п (а - П=25 %, б - П=5 %),  
 в - литая сталь 45.

5. Нанесение наплавочных покрытий из самофлюсующихся сплавов на литые стали газопламенным напылением с последующим оплавлением приводит к значительному росту зерен (фиг. 1, в). Склонность к росту зерна в порошковых сталях в процессе нанесения покрытия значительно ниже (фиг. 1, б). Размер зерна порошковой основы, полученной горячим уплотнением пористых заготовок, в 5–10 раз меньше, чем в литой



стали. При нанесении покрытий напылением (газопламенным, плазменным, детонационным) изменений в структуре основы не наблюдается.

Влияние пористости основы на структуру покрытий. При нанесении порошковых покрытий (например, твердосплавной смеси WC-Co) на литые стали заметных изменений в структуре покрытия, кроме структурной неоднородности не наблюдается (фиг. 2, в).



Фиг. 2. Микроструктуры покрытий из сплава WC-Co на различных стальных (сталь 45) основах:  
а - порошковая (П=25 %), б - порошковая (П=5 %), в - литая.

Пористость основы, способствующей при наплавке значительной инфильтрации материала покрытия в основу, оказывает также заметное влияние на структуру покрытия. Высокая удельная поверхность пористых материалов способствует химическому взаимодействию частиц материала покрытия и основы. Составляющие нанесенных сплавов растворяются в пористой основе. Между основой и покрытием, примыкая к наплавке, образуется зона частично растворимых в железной основе твердых составляющих (карбидов, боридов, силицидов и др.) нанесенных сплавов. Это обстоятельство приводит при нанесении порошковых покрытий наплавкой к образованию



структурной неоднородности покрытий, причем исчезает четко выраженная разница между покрытием и основой (фиг. 2,а).

На твердость покрытия влияние оказывает способ его нанесения. Разница в твердостях покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов типа ПП-СР, нанесенных разными способами (наплавкой в печи, газопламенной и плазменной наплавкой) объясняется частичным разложением твердых составляющих нанесенного материала при нагреве. На твердость напыленных покрытий пористость основы практически влияния не оказывает.

Оказывая влияние на структуру наплавочных покрытий, пористость основы оказывает влияние также на эрозийную стойкость покрытий.

Влияние пористости основы на прочность сцепления покрытия. При нанесении порошковых покрытий напылением на прочность сцепления покрытия с основой оказывают влияние такие факторы, как:

- скорость попадания частиц напыляемого порошка на основу,
- геометрия поверхности основы,
- состояние напыляемых частиц и взаимодействие их с основой и др.

Как для литых, так и для пористых материалов высокая скорость попадания частиц наносимого порошка способствует образованию более плотного слоя, а физико-механические свойства (механическая прочность, эрозийная стойкость и др.) как порошковых материалов, так и порошковых покрытий прежде всего зависят от их плотности.

На прочность сцепления покрытия с основой оказывает влияние как скорость попадания частиц напыляемого порошка на основу, так и пористость основы и ее предварительная обработка. При напылении на пористую основу или на пескоструйную основу, благодаря высокой скорости частиц, напыляемый материал затекает в неровности основы. Пористость основы приводит к увеличению в несколько раз контактной площади и к активации поверхности. На основе проведенных экспериментов установлено, что прочность сцепления напыленного порошкового покрытия с пористой основой в 2,3 раза превышает прочность сцепления покрытия с поверхностью литой стали.



Вышеуказанные особенности порошковых материалов следует учесть при выборе материалов для покрытий и способов для их нанесения.

Т а б л и ц а    I  
Влияние пористости основы и ее обработки  
на прочность сцепления покрытия с основой

Способ напыления и напыляемый материал	Пористость основы	Прочность сцепления $\sigma_{сц}$ , МПа	
		без обработки	пескоструйная обработка
Газопламенный I9985 <sup>I</sup>	0	16,8	31,3
	5	20,8	23,6
	25	18,8	23,0
Плазменный ПН70Ю30	0	11,3	19,0
	5	13,7	21,6
	25	14,5	24,3
Детонационный ВКЭС	0	38,5	43,2
	5	51,9	54,5
	25	-	-

<sup>I</sup> порошок, терморреагирующий на основе никеля фирмы "Кастолин-Эвтектик".

### Л и т е р а т у р а

1. К а л л а с П.К., К у л у П.А. Влияние пористости на абразивную эрозию спеченной стали. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1983, № 560, с. 81-87.

2. К у л у П.А., П а с т а к Л.В. Исследование способов получения спеченных износ- и коррозионностойких материалов и покрытий на основе никеля. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1982, № 531, с. 55-68.

The Specific Features of Forming Erosion-resistant Gas-thermal Coverings on Powder Materials

S u m m a r y

The specific features of laying and forming the structure of gas-thermal powder coverings (gas-flame, plasma and detonation spraying) on powder steels are given.



### ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕСИЛОВЫХ ФАКТОРОВ НА ГИДРОАБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ПОРОШКОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Использование твердых сплавов в абразивной среде при определенных внешнесиловых условиях, вызывающих прямое разрушение поверхности контакта, технически и экономически неоправдано.

Опыт показал, что прямое разрушение поверхности твердого сплава микрорезанием может происходить тогда, когда  $H_A/H_K > 1$  (отношение твердостей абразива и карбида) [1]. В противном случае механизм изнашивания имеет селективный характер [2], т.е. у крупнозернистых сплавов карбидная фаза растрескивается, у мелкозернистых - выкрашивается пелюком в результате повторных ударов. Критерием механизма изнашивания в этом случае является критическая величина карбидного зерна  $d_{кр}$  [2], определяемая внешнесиловыми факторами и свойствами сплава.

В работе приводятся некоторые данные о влиянии угла атаки гидроабразивной струи (вода + 1 % кварцевого песка или окислов железа зернистостью 0,1-0,3 мм, скорость струи 80 м/с) и рода абразивного материала на критическую величину карбидного зерна и износ карбидохромовых твердых сплавов. Методика испытания приведена в работе [1].

**Теоретические соображения.** Предполагая, что вероятность хрупкого растрескивания определяется по формуле Гриффитса [3]

$$\sigma_l = [2E_1(\gamma + p)/\pi l]^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где  $E_1$  - модуль упругости карбида;  
 $\gamma$  - поверхностная энергия;

$\rho$  - удельная работа пластической деформации;  
 $l$  - длина трещины,  
 и предполагая, что  $l \sim d$  и  $(\gamma + \rho) \sim f_c$ ,  
 где  $d$  - средняя величина карбидного зерна;  
 $f_c$  - объемное содержание связки в сплаве, получим из формулы (1)

$$d_{кр} = \alpha_1 E_1 f_c / \sigma_n^2. \quad (2)$$

Если нормальное напряжение определить по формуле Герца [4], тогда

$$\sigma_n = 1,457 \left[ \frac{F_n}{\left( \frac{4(1-\mu_1)^2}{E_1} + \frac{4(1-\mu_2)^2}{E_2} \right)^2 r^2} \right]^{\frac{1}{3}}, \quad (3)$$

где  $F_n$  - сила нормального давления гидротока, содержащего одно абразивное зерно;

$\mu_1, \mu_2$  - коэффициент Пуассона карбида и абразива;

$E_1, E_2$  - модуль упругости карбида и абразива;

$r$  - радиус выступа абразивной частицы

и силу нормального давления гидротока, содержащего одно абразивное зерно

$$F_n = \rho v^2 f \sin \alpha, \quad (4)$$

где  $\rho$  - плотность гидроабразивной струи;

$v$  - скорость струи;

$f$  - сечение абразивного зерна;

$\alpha$  - угол атаки струи;

тогда критическая величина карбидного зерна

$$d_{кр} = \alpha_2 E_1 f_c \left[ \frac{\rho v^2 f \sin \alpha}{\left( \frac{4(1-\mu_1)^2}{E_1} + \frac{4(1-\mu_2)^2}{E_2} \right)^2 r^2} \right]^{-\frac{2}{3}}. \quad (5)$$

Из формулы (5) видно, что механизм изнашивания определяют из внешнесиловых факторов: скорость струи, угол атаки, площадь сечения абразивного зерна и радиус при вершине, плотность струи и упругие свойства абразива.

Причиной хрупкого транскарбидного разрушения при изнашивании, а также при изгибе является малая прочность карбидного зерна. Поэтому критерием интенсивности изнашивания может служить вероятность хрупких контактов



$$K_x = n_{xp} = \sigma_n / \sigma_{и}, \quad (6)$$

где  $\sigma_{и}$  - прочность при изгибе при транскарбидном разрушении.

Интенсивность изнашивания мелкозернистых сплавов зависит от контактных напряжений и числа циклов (ударов) для удаления карбидного зерна из связки. Исследования показали, что нагрузки передаются связке через карбидные зерна, имеющие упругий контакт с абразивом. В этом случае вероятность пластических контактов

$$n_{пл} = \sigma_n / 2\tau_s, \quad (7)$$

где  $\tau_s$  - касательное напряжение текучести твердого сплава.

Определяя  $\tau_s$  по дислокационной модели дисперсионно-упрочненного сплава Анселла-Ленеля [5]

$$\tau_s = (GbG^*/2kx)^{\frac{1}{2}}, \quad (8)$$

можем интенсивность изнашивания мелкозернистых сплавов оценить критерием

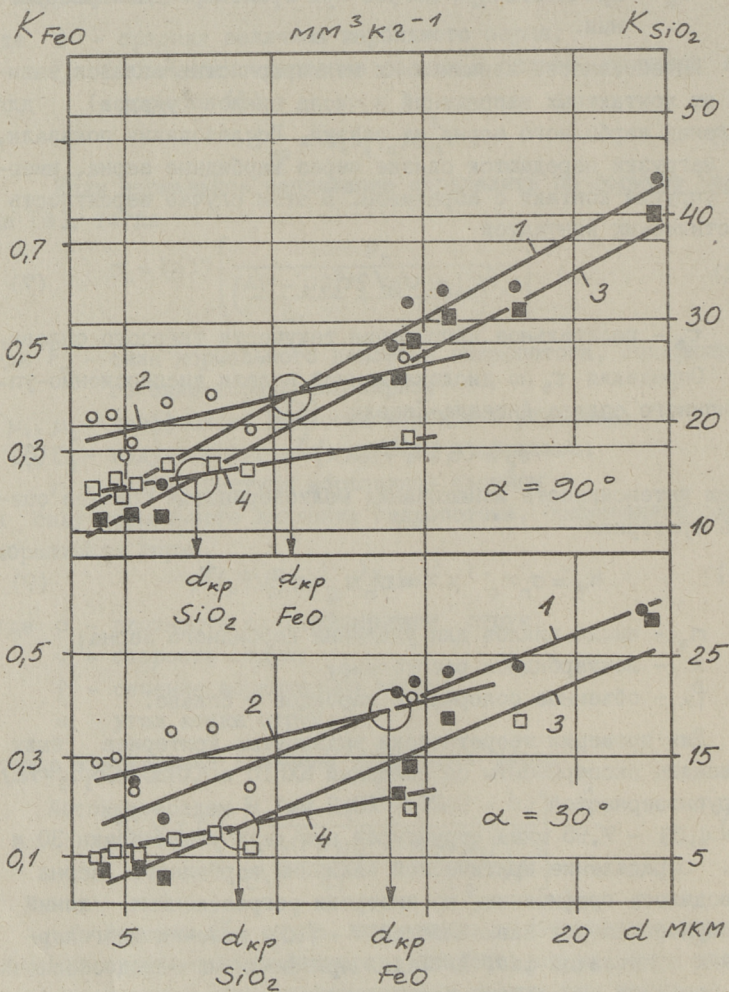
$$K_b = \sigma_n n_0^{-1} x^{\frac{1}{2}} = \sigma_n n_0^{-1} (df_c/f_k)^{\frac{1}{2}}, \quad (9)$$

где  $n_0$  - число циклов для удаления карбидного зерна;

$x$  - межкарбидное расстояние;

$f_k$  - объемное содержание карбидов в сплаве.

Для проверки теоретически выдвинутых критериев были проведены эксперименты со сплавами КХН10 и КХН30 ( $Cr_3C_2-Ni$ ) с крупнозернистой ( $d = 9,21 - 23,2$  мм) и мелкозернистой ( $d = 4,03 - 7,95$  мкм) структурой при двух углах атаки 30 и 90°. Определение критической величины карбидного зерна проводилось графически, по инверсии регрессионных линий экспериментальных зависимостей  $K = f(d)$  мало- и многокарбидных сплавов на фиг. I. Такой приближенный метод обоснован тем, что износ крупнозернистых сплавов уменьшается (формула I), а мелкозернистых - повышается (формула 9) с возрастанием содержания связки. Следовательно, точка пересечения линии на фиг. I представляет приблизительно зону перехода механизма изнашивания от вязкого к хрупкому и  $d \approx d_{кр}$ . На фиг. I видно, что  $d_{кр}$  уменьшается с увеличением угла



Фиг. 1. Зависимости интенсивности изнашивания от величины карбидного зерна карбидхромовых сплавов в гидроабразивной струе при углах атаки 30 и 90°:

- 1 - КХН10, 2 - КХН30 - абразив-окислы железа,  
 3 - КХН10, 4 - КХН30 - абразив-кварцевый песок.



атаки, согласно формуле (5). Также видно, что  $d_{кр}$  при испытании с окислами железа примерно в 2 раза больше и интенсивность изнашивания крупнозернистых сплавов окислами железа примерно в 50 раз, а мелкозернистых в 35 раз меньше, чем в струе с песком, благодаря отличию упругих свойств абразивов. Например, модули упругости кварцевого песка 66 - 73 ГПа, окислов железа 1,08 - 1,18 ГПа [6].

Заключение. Влияние внешнесиловых условий на гидроабразивное изнашивание можно оценить нормальными напряжениями, в упругом контакте, которые определяют критическую величину карбидного зерна и механизм разрушения поверхности, а также интенсивность изнашивания.

Если величина карбидного зерна сплава при данных внешнесиловых условиях  $d > d_{кр}$ , тогда происходит прямое хрупкое разрушение карбидной фазы и данный твердый сплав не оправдывает себя в качестве износостойкого материала. Для резкого повышения износостойкости необходимо выполнять условие  $d < d_{кр}$  оптимизацией технологических факторов или легированием сплава, либо уменьшать угол атаки гидроабразивной струи с применением конструктивных мер.

### Л и т е р а т у р а

1. К а л л а с П.К. и др. Особенности механизма гидроабразивного изнашивания карбидхромовых спеченных сплавов. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1978, № 455, с. 67-77.

2. В а л ь д м а Л.Э. Селективный износ спеченных твердых сплавов в абразивной среде. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1982, № 531, с. 3-9.

3. G r i f f i t h A.A. Phenomena of rupture and flow of Solids. - Phil. Trans. Roy. Soc., London, 1920, A. 221, p. 163-198.

4. Т е н е н б а у м М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М., Машиностроение, 1976. 271 с.

5. A n s e l l G.S., L e n e l F.V. Criteria for yielding on dispersion strengthened alloys. - Acta met., 1960, 8, N9, p. 612-616.

6. Физико-механические свойства окислов / Под ред.  
Г.В. Самсонова. М., Metallургия, 1969. 455 с.

L. Valdma

Der Einfluß der Außenkraftfaktoren auf den  
Hydroabrasivverschleiß der Sinterhartmetalle

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die theoretischen Grundlagen für die Bestimmung des Einflusses der Außenkraftfaktoren auf die Kontaktspannungen, die kritische Größe des Karbidkorns und Verschleißintensität gebracht. Man betrachtet den Einfluß des Angriffswinkels und Abrasivmaterials im Wasserstrahl auf den Mechanismus und die Verschleißintensität.



П.А. Кулу, П.К. Каллас,  
Я.А. Халлинг

### ГАЗОАБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Среди методов нанесения порошковых покрытий наиболее широкое применение в промышленности нашло газотермическое напыление (газопламенное, плазменное, детонационное). Универсальность методов газотермического напыления покрытий позволяет наносить самые различные по составу покрытия и решать обширный круг задач, связанных с повышением износостойкости, коррозионной стойкости и восстановлением исходных размеров деталей машин.

Изучению износостойкости порошковых материалов и диффузионных покрытий на них посвящены работы [1-3]. Установлено, [1], что любая пористость в порошковом материале снижает его износостойкость при газоабразивном изнашивании. Значительно повысить износостойкость порошковых материалов на основе железа можно путем химико-термической обработки [2, 3].

Для выбора материалов порошковых покрытий и способов их нанесения надо иметь сведения об основных свойствах покрытий (твердость, их износостойкость и др.).

Настоящая работа посвящена вопросам изучения износостойкости при газоабразивном изнашивании газотермических (газоплазменных, плазменных и детонационных) покрытий.

Основой являлась как литая, так и порошковая сталь 45. Пористость последней была 5 и 25 %. В качестве материалов для покрытий использовались порошки самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР НПО "Тулачермет" и аналогичные швейцарские порошки на основе никеля фирмы "Кастолин-Эвтектик". Для получения плазменных и детонационных покрытий



использовались порошки карбидов и твердосплавных смесей из них, окислов и легированных сталей и сплавов.

Т а б л и ц а I

Свойства газотермических порошковых покрытий  
(основа - порошковая сталь 45П)

Способ нанесения покрытия	Материал покрытия	Микротвердость Н <sub>0,1</sub> , МПа	Относительная износостойкость	
			$\alpha = 30^\circ$	$\alpha = 90^\circ$
Газопламенный	ПГ-СР2	2400	1,17	1,04
	ПГ-СР3	4800	1,4	0,77
	ПГ-СР4	6200	1,42	0,44
	I2494	4300	1,3	0,84
	I2495	5600	1,28	0,64
	I2496	9300	1,62	0,37
	I2497	7000	1,1	0,3
Плазменный	TiO <sub>2</sub>	9500	0,1	0,03
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	11000	0,08	0,03
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiO <sub>2</sub> (лигатура)		0,07	0,02
Детонационный	ВК9 <sup>I</sup>	13100	3,1	1,08
	ВК9	12200	1,4	0,2
	ВК20	8100	1,75	0,42
	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	9300	1,63	0,4
	КХНХ10	12000	1,74	0,3
	КХНХ15	11000	1,22	0,12
	НХЛ-1 <sup>2</sup>	6000	1,4	0,23
	Fe-B-Si	7900	0,5	0,05
	Fe-C-Si-Al	7800	0,67	0,1

I твердосплавный порошок  
2 легированный нихром (Ni-Cr - основа, легирующие элементы Al, В).

Износостойкость в абразивной струе порошковых покрытий определялась на центробежном ускорителе ЦУК-3М [4] кварцевым песком фракции 0,1-0,3 мм при скорости абразивных частиц 80 м/с и углах атаки 30 и 90°. В таблице приведены свойства



изученных газотермических порошковых покрытий. Относительная объемная износостойкость определена по отношению к стали 45 твердостью HV 2000 МПа.

В струе кварцевого песка при угле атаки  $30^\circ$  наплавочные (газопламенные) покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов на основе никеля несколько лучше по износостойкости, чем сталь 45 (в I, I-1,6 раза). При угле атаки  $90^\circ$  покрытия, кроме ПГ-СР2, уступают стали 45. Самой высокой износостойкостью из детонационных покрытий обладает покрытие из твердосплавного порошка ВК9. Аналогично легированным порошковым сталям из механических смесей [5], износостойкость покрытий из смесей порошков карбида и металлического цемента ниже, чем покрытий из готовых порошков твердого сплава.

Износостойкость покрытия из смеси ВК9 более, чем в два раза уступает износостойкости покрытия из твердосплавного порошка ВК9 того же состава, несмотря на то, что их твердости одного порядка. Возможно, что в покрытии из твердосплавной смеси прочность сцепления между единичными частицами покрытия меньше, чем в покрытии из твердосплавного порошка.

Износостойкость плазменных окисных покрытий (окиси титана и алюминия) на порядок ниже, чем карбидных металлических покрытий, полученных детонационным и газопламенным методами. Это обусловлено как высокой хрупкостью окислов металлов, так и остаточными напряжениями в покрытиях, которые в случае плазменных покрытий выше по сравнению с другими видами покрытий вследствие более высоких температур плазмы.

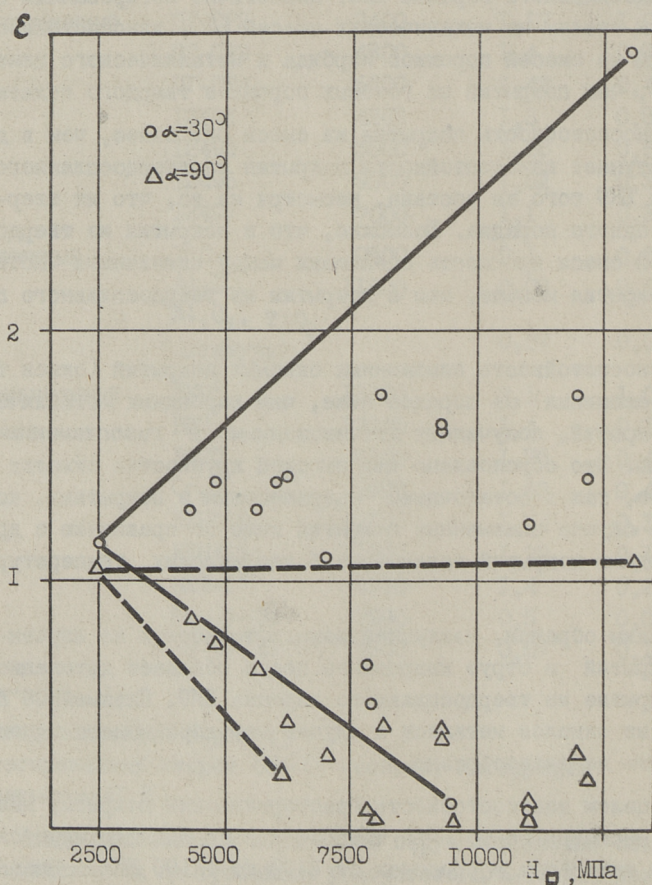
Таким образом, наилучшей износостойкостью из изученных покрытий в струе кварцевого песка обладает детонационное покрытие из твердосплавного порошка ВК9. Плазменные покрытия из окислов металлов в случае газоабразивного износа применять нецелесообразно.

В целом износостойкость газотермических покрытий невысокая, несмотря на то, что твердость покрытий варьируется в широком интервале в пределах от 2400 до 13100 МПа. Низкая износостойкость покрытий свидетельствует о возникновении в материале при ударе абразивных частиц напряжений выше предела прочности покрытия, что приводит к прямому разрушению

материала [6]. Возможность прямого разрушения хрупкого или вязкого характера приблизительно оценивается критерием твердости  $K_T = H_M / H_A$  (твердости материала и абразива). При  $K_T < 0,5-0,7$  возможно прямое разрушение материала [6]. Износостойкость при прямом разрушении в условиях микрорезания определяется известной прямолинейной зависимостью М.М. Хрущева и М.А. Бабичева:

$$\varepsilon = a + bH_M,$$

где  $a$  и  $b$  - эмпирические коэффициенты.



Фиг. 1. Влияние микротвердости покрытий на их относительную износостойкость.



При  $K_T > 0,7$  прямое разрушение маловероятно и процесс изнашивания переходит в многоцикловое с резко снижающейся интенсивностью по мере увеличения коэффициента  $K_T$ .

Испытания порошковых твердых сплавов [7], а также различных покрытий показывают, что если даже  $K_T > 0,5-0,7$ , не наблюдается резкого снижения интенсивности изнашивания, т.е. возможно прямое разрушение поверхности материала и поэтому оценка износостойкости таких структурно-чувствительных гетерогенных материалов, как порошковые, в том числе и покрытия, по твердости весьма приближена. Из таблицы и фигуры видно, что при одинаковой твердости покрытия износостойкость последнего меняется более, чем на порядок. При этом разброс возрастает с увеличением твердости покрытия.

При выборе материалов покрытий и способов их нанесения на конкретные детали и оценке условий их работы следует учесть вышеуказанные особенности газоабразивного изнашивания таких структурно-чувствительных материалов, как порошковые покрытия.

#### Л и т е р а т у р а

1. К а л л а с П.К., К у л у П.А. Влияние пористости на абразивную эрозию спеченной стали. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1983, № 560, с. 81-87.
2. К у л у П., К а л л а с П. Абразивная эрозия спеченных кованых сталей. - Сб. трудов У-й международной конференции по порошковой металлургии в ЧССР, 1978, т. I, с. 69-77.
3. К у л у П.А. Влияниековки и химико-термической обработки на свойства спеченных железа и стали. - Порошковая металлургия, 1978, № 12, с. 22-26.
4. К л е й с И.Р. Центробежный ускоритель ЦУК-3М для определения относительной износостойкости материалов при абразивной эрозии. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1970, сер. А, № 294, с. 23-33.
5. П я а р с о о Р.Х., К у л у П.А. Горячее уплотнение легированных спеченных сталей. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1980, № 494, с. 49-55.

6. Т е н е н б а у м М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М., Машиностроение, 1976. 271 с.

7. В а л ь д м а Л.Э. Селективный износ спеченных твердых сплавов в абразивной среде. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1982, № 531, с. 3-9.

P. Kulu, P. Kallas, J. Halling

### Abrasive Erosion of Gas-Thermal Powder Coatings

#### S u m m a r y

The wear resistance of flame-sprayed, plasma and detonation powder coatings in the stream of quartz sand was studied. The detonation coating on the base of hard alloy BK 9 powder proved to take the best wear resistance. The plasma coatings on the base of metallic oxides had a low wear resistance.



D.D. Пирсо, С.М. Летунович

КОРРОЗИОННОСТОЙКИЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ  
НА ОСНОВЕ КАРБИДА ХРОМА И НИКЕЛЯ

Одной из актуальных задач современного материаловедения является создание подшипниковых материалов, способных обеспечить надежную и длительную работу узлов трения без смазки в присутствии активных жидких или газовых сред, повышенных температур, а также наличия радиационного облучения.

В настоящее время конструкторы располагают весьма ограниченным набором антифрикционных материалов, работающих в вышеперечисленных условиях. Среди таких материалов наиболее эффективными являются порошковые антифрикционные материалы, на основе тугоплавких соединений и композиций на их основе [1]. Среди композиционных материалов наиболее износостойкими и коррозионностойкими при высоких температурах являются сплавы на основе карбидов титана и хрома с никелевой связкой [2]. На их поверхностях трения образуются сплошные окисные пленки  $TiO_2$  и  $Cr_2O_3$ , которые в процессе работы предохраняют поверхности от разрушения. Кроме того, карбидохромовые сплавы имеют такой же коэффициент термического расширения, как у нержавеющей стали, что является немаловажным фактором при выборе высокотемпературных пар трения.

С целью понижения коэффициента трения в порошковый сплав вводят твердые смазки. Наиболее эффективными твердыми смазками при высоких температурах являются графит, нитрид бора, дисульфид молибдена и вольфрама [3, 4]. Основным свойством этих смазок является способность образовывать в процессе трения разделительные антизадириные пленки с низким сопротивлением сдвигу в приповерхностном слое.



Из вышеназванных твердых смазок наиболее подходящим является графит. Он не взаимодействует с компонентами сплава - высшим по углероду карбидом хрома ( $Cr_3C_2$ ) и никелем при температуре спекания. Остальные твердые смазки нестабильны и склонны к взаимодействию с компонентами сплава при температурах спекания материала.

Графит, введенный в порошковые антифрикционные материалы в достаточном количестве придает им самосмазывающие свойства. Считается, что для образования смазочного слоя на трущихся поверхностях, в состав подшипниковых сплавов должно вводиться около 10 % (по массе) графита [5]. Однако большой избыток углерода в цементированных карбидах резко понижает их прочностные свойства. Причины понижения прочности сплава могут быть разные. Во-первых, графит, оставшийся в порах цементированного сплава, препятствует нормальной усадке сплава, в результате чего прочность между структурными составляющими остается низкой. Во-вторых, при размоле и в меньшей степени при смешивании компонентов смеси, графит оволакивает карбидные частицы. При последующем спекании жидкая фаза плохо смачивает карбидные частицы, покрытые тонкими графитовыми прослойками. Это также препятствует образованию прочных межфазных связей. При высоких температурах спекания и большом количестве графита иногда наблюдается "выпотевание" связующего металла и образование шарообразных капель на поверхностях закрытых пор. Сведения о составе и получении сплавов  $Cr_3C_2$ -Ni-C отсутствуют, в то время как, прочностные, коррозионно- и износостойкие свойства свидетельствуют о перспективности использования этих сплавов в высокотемпературных узлах трения.

Целью данной работы являлось определение влияния химического состава и технологии изготовления на прочностные и антифрикционные свойства сплава  $Cr_3C_2$ -Ni-C.

Методика изготовления образцов и определение эксплуатационных свойств. Порошок карбида хрома и никеля размалывали в шаровой мельнице 48 часов в среде этилового спирта. Порошок графита был введен в смесь перед мокрым размолом и после него. Дополнительное смешивание проводилось в стеклянных банках в течение 5 часов. Размолотую смесь сушили, просеивали и затем пластифицировали раствором синтетическо-



го каучука в количестве 1 %. Из шихты прессовали брикеты размерами 6х6х50 мм (для определения прочности при изгибе) и кольца  $\phi$  60/50 мм (для определения коэффициента трения и износа). Удельное давление прессования 100 МПа. Предварительное спекание образцов проводилось в среде водорода при температуре 650-700 °С в течение 0,5 часов. Окончательное спекание провели в вакуумной печи типа СНВЛ. Температура и продолжительность спекания варьировались в широком диапазоне, с целью выяснения оптимальных режимов спекания.

На образцах, полученных описанными выше способами, проводили металлографический анализ, изучали прочностные и антифрикционные свойства.

Определение предела прочности при поперечном изгибе проводили на разрывной машине Р-5. Схема нагружения - трехточечная (ГОСТ 20019-74).

Структурный анализ провели на оптическом микроскопе МИМ-7 и на растровом микроскопе В-300 фирмы "Tesla".

Определение коэффициента трения и износа материалов проводили на специальной установке по торцевой схеме трения при горизонтальном расположении пары. Нагрузка и скорость при испытаниях выбирались в зависимости от цели испытания и варьировались ступенчато до заданных значений.

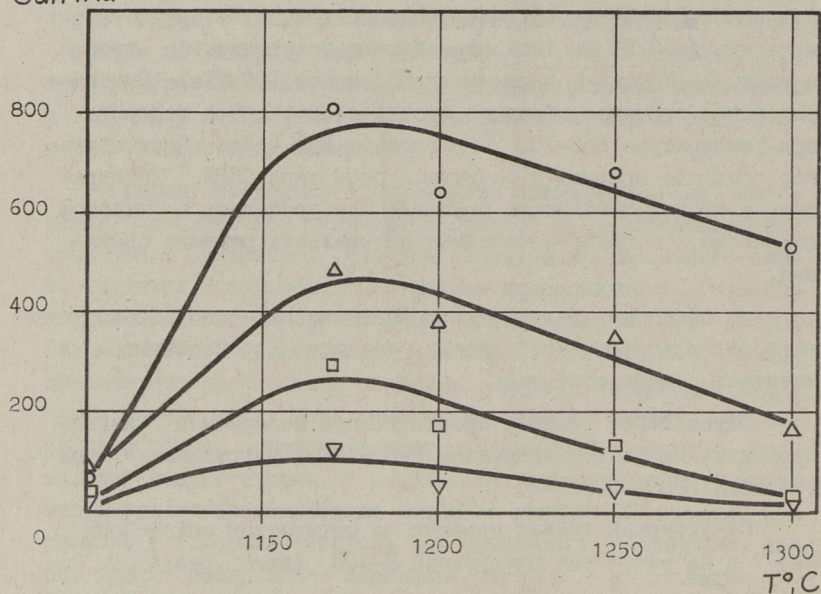
Определение оптимальной температуры спекания. Спекание сплавов  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni-C}$  относится к процессам, при которых в сплаве образуется определенное количество жидкой фазы. Жидкая фаза значительно интенсифицирует диффузионные процессы, проникает в зазоры между частицами, служит "жидкой смазкой" при перегруппировке частиц тугоплавкой основы и тем самым способствует значительной объемной усадке.

Полностью отсутствуют данные о температурах и продолжительности спекания карбидохромо-никелевого сплава, содержащего значительное количество графита (до 15 %).

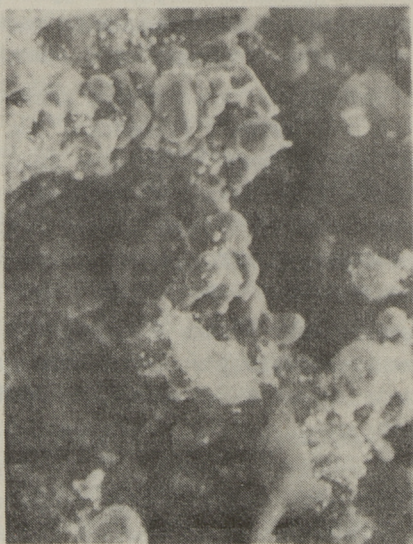
Оптимальную температуру спекания карбидохромо-никелевых смесей изучали на сплавах, содержащих 5, 10 и 50 % (по массе) никеля. Параметром оптимизации была выбрана прочность при изгибе. Она лучше всего характеризует прочность связи



$\sigma_{и}$ , МПа



Фиг. 1. Влияние температуры спекания и содержания графита на прочность при изгибе сплава КХН50.  
○ - 2,5% С, △ - 5% С, □ - 7,5% С, ▽ - 10% С.



Фиг. 2. Фрактограмма сплава КХН50 с 10% графита. (x 5000)

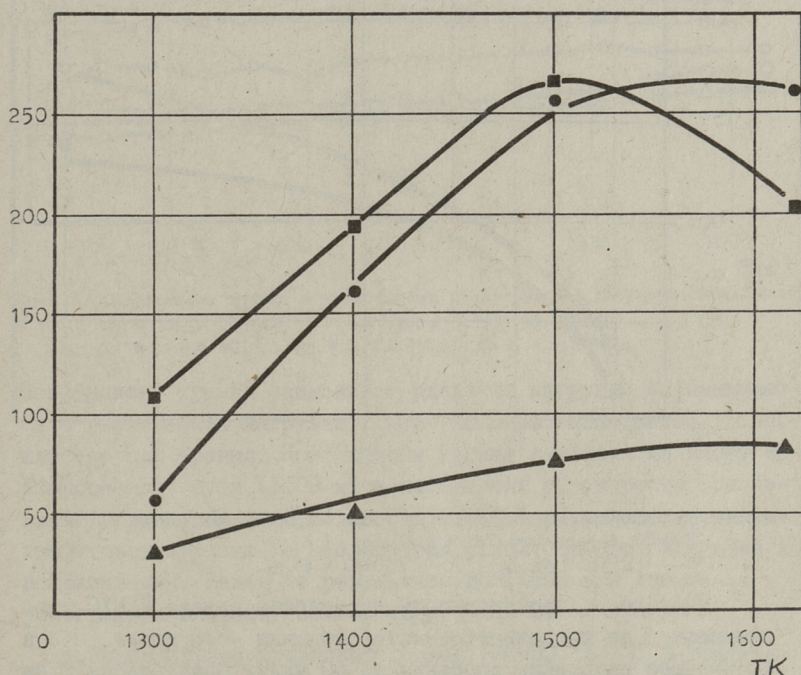


между структурными элементами и все изменения в технологии изготовления сразу же отражаются на прочности сплава.

Исследования показали, что максимальная прочность многоникелевых сплавов достигается при температуре спекания 1175–1200 °С независимо от содержания графита в сплаве (фиг. 1).

В сплавах, спеченных при температуре 1175 °С образуется достаточное количество жидкой фазы. Никелевые прослойки полностью окружают карбидные зерна (фиг. 2). Благодаря относительно низкой температуре спекания, рост карбидной фазы минимален. С повышением температуры спекания рост карбидных зерен ускоряется и в результате структура сплава огрубляется, а прочность сплава падает. Судя по прочности, в малоникелевых сплавах (5 и 10 % Ni) с содержанием 5 и

См. М11а

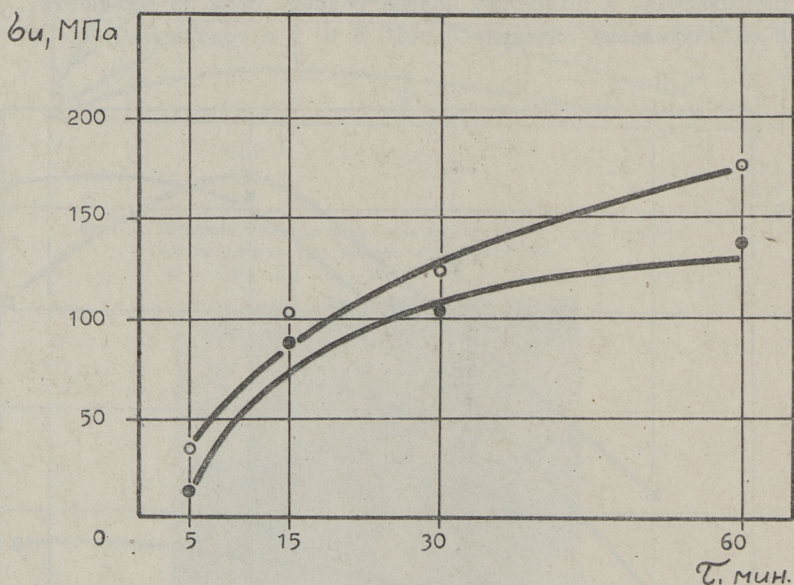


Фиг. 3. Влияние температуры спекания на прочность при изгибе сплава КХН5 и КХН10.

● - КХН5+5%С, ■ - КХН10+5%С, ▲ - КХН10+10%С.

10 % графита оптимальной температурой спекания является 1500 °С (фиг. 3). Сплавы, спеченные ниже указанной температуры, а также при температуре 1600 °С уступают по прочности спеченным при оптимальной температуре. Однако прочность сплавов, содержащих малое количество связующей фазы, остается низкой, что является серьезным препятствием их применению в качестве антифрикционного материала, особенно в конструкциях, где возможны вибрационные нагрузки.

Определение оптимальной продолжительности спекания. Оптимальная продолжительность спекания определялась на образцах из сплава КХН10 и КХН50, содержащих 7,5 % графита. Температура спекания КХН10 составляла 1500 °С, а для сплава КХН50 - 1150 °С.



Фиг. 4. Влияние продолжительности спекания на прочность сплава КХН10 и КХН50, содержащие 7,5 % графита.

● - КХН10 + 5% С, ○ - КХН50 + 5% С.

Оказалось, что прочность при изгибе сплава КХН10 увеличивается до продолжительности спекания - 30 минут, а дальнейшее продление спекания до 60 минут практически не влияет на прочностные характеристики (фиг. 4).

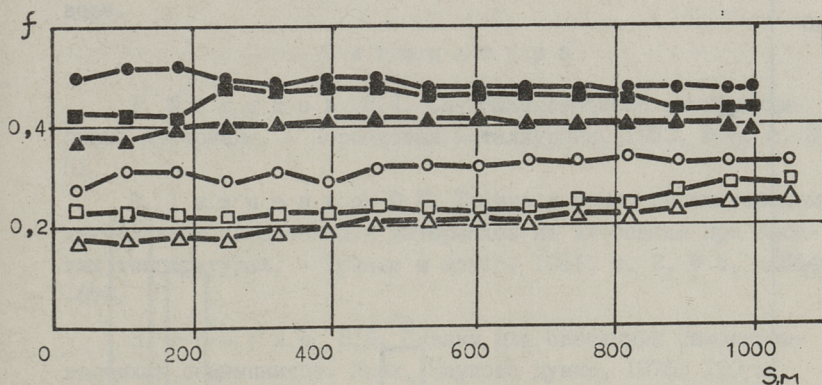
Прочность сплава КХН50 повышается с увеличением изотермической выдержки при температуре спекания.



Таким образом, оптимальной выдержкой при изотермическом спекании для карбидохромо-никелевых сплавов, содержащих значительное количество графита, можно считать 30 минут.

Трение твердых тел - сложное явление, зависящее от многих процессов, протекающих на границе раздела в зонах фактического контакта и в тонких поверхностных слоях этих тел при их относительном тангенциальном перемещении.

Опытами установили, что наименьшим коэффициентом трения при трении в паре с нержавеющей сталью Х9Н18Т обладает углеродистый графит при всех исследуемых нагрузках и скоростях скольжения (фиг. 5).

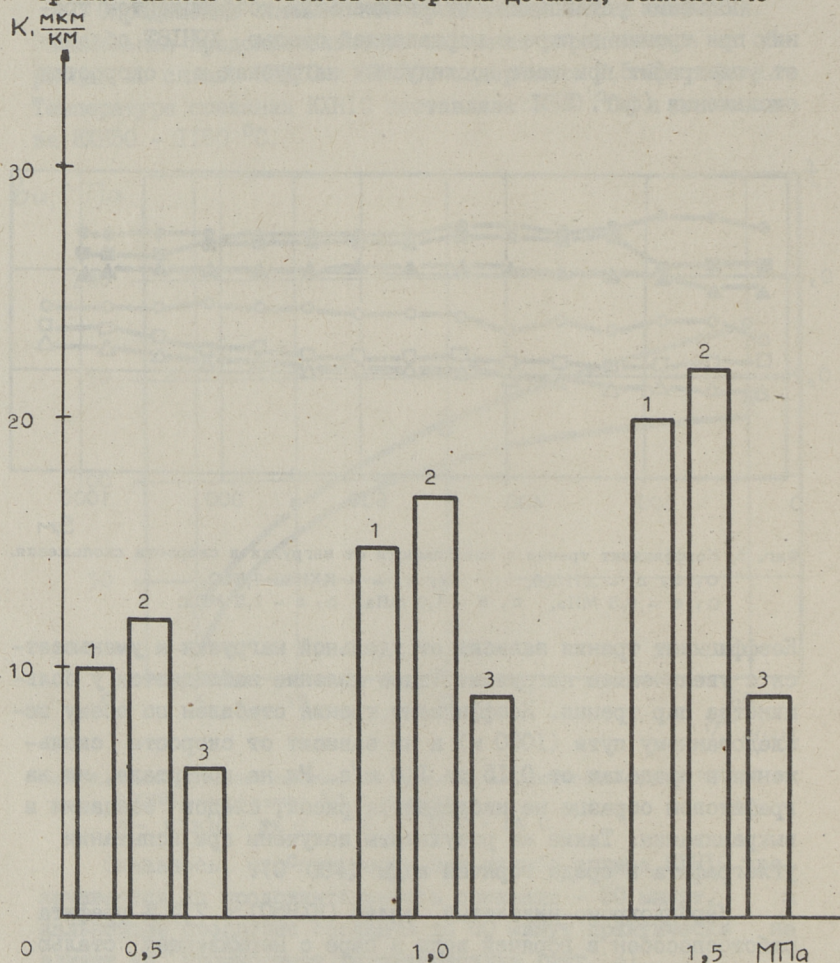


Фиг. 5. Коэффициент трения в зависимости от нагрузки и скорости скольжения.  
 ○, □, △ - 2П1000, ●, ■, ▲ - КХН50+7,5%С,  
 ○, ● - 0,5 МПа, □, ■ - 1,0 МПа, △, ▲ - 1,5 МПа.

Коэффициент трения зависит от удельной нагрузки и уменьшается с увеличением нагрузки. Такое явление наблюдается у большинства пар трения. Коэффициент трения стабилен по всему исследованному пути (1000 м) и не зависит от скорости скольжения в пределах от 0,15 до 1,0 м/с. Ни на контртеле, ни на графитовом образце не наблюдается риска, следов заедания и выкрашивания. Такие же результаты получены при испытании углеродистого графита в среде горячей воды (+90 °С).

Карбидохромо-никелевый сплав (КХН50) с 7,5 % графита работоспособен в горячей воде в паре с нержавеющей сталью. Коэффициент трения стабилен, заеданий и выкрашиваний не наблюдается по всему пути испытания (фиг. 5). Однако коэффи-

коэффициент трения высок, меняясь в пределах 0,4-0,5. При сухом трении на контртеле и образце появляются риски. Движение прерывистое. Очевидно, в результате выкрашивания твердых карбидных зерен, последние попадают между контактными поверхностями, вызывая микрорезание поверхности мягкого контртела. Коэффициент трения высок и нестабилен, изменяясь в пределах 0,6-0,8. Интенсивность изнашивания пар трения зависит от свойств материала деталей, технологиче-



Фиг. 6. Величина линейного износа в зависимости от удельной нагрузки ( $V=0,5$  м/с).

1 - термар ТД, 2 - углеграфит 2П-1000, 3-КХН50+7,5%С.



ской подготовки поверхностей и их качества, а также от условий службы: нагрузки, температуры, смазки, скорости скольжения и др. Интенсивность изнашивания растет пропорционально нагрузке (фиг. 6). При этом износостойкость карбидохромового-никелевого сплава при всех нагрузках почти вдвое больше, чем у графитового материала 2П-1000 и термара.

Таким образом, карбидохромо-никелевый сплав с графитом, полученный при оптимальных температурах спекания достаточно прочен и износостоек и может быть рекомендован в качестве коррозионностойкого самосмазывающегося антифрикционного материала в парах трения, работающих в горячей воде.

#### Л и т е р а т у р а

1. Шведков Е.Л. Самосмазывающиеся антифрикционные материалы. - Порошковая металлургия, 1983, № 6, с. 37-51.

2. Каченко Ю.Г. Трение и износ бескислородных тугоплавких соединений и материалов на их основе при высоких температурах. - Трение и износ, 1981, т. 2, № 5, с.864-876.

3. Зозуля В.Д. Смазки для спеченных самосмазывающихся подшипников. Киев, Наукова думка, 1976. 190 с.

4. Вайнштейн В.Э., Трояновская Г.И. Сухие смазки и самосмазывающиеся материалы. М., Машиностроение, 1968. 205 с.

5. Васильев Ю.Н. Природа смазочной способности графита. - Трение и износ. 1983, т. 4, № 3, с. 483-491.

J. Pirso, S. Letunovich

Corrosion-resistant Antifriction Materials  
on the Base of Chromium Carbide and Nickel

S u m m a r y

The authors have studied corrosion-resistant antifriction alloys on the base of chromium carbide and nickel. Graphite as a lubricating agent was used.

The influence of the chemical components and technological factors on the strength, wear-resistance and antifrictional properties have been investigated.

The chromium carbide-nickel materials proved to be two times more wear-resistant than the graphite materials. The optimal temperature and sintering time are described.



УДК 621.762;621.318.1;53;51

А.Д. Ронинсон, А.А. Лаансоо,  
А.Э. Ритсо, Р.А. СиймарВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА  
МАГНИТОМЯГКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Магнитные характеристики (магнитная индукция и магнитная проницаемость) порошковых магнитомягких материалов в значительной мере зависят от пористости прессовок и ухудшаются при увеличении ее. Пористость обуславливается как наличием немагнитных пор воздуха и включений между ферромагнитными частицами, так и электроизоляционным покрытием этих частиц.

Для уменьшения пористости применяют высокие давления прессования, добавляют стеарат цинка, используются способы двукратного и горячего дополнительного прессования. Это повышает себестоимость изделий, получаемых из порошковых материалов, и при этом не всегда обеспечивается существенное улучшение магнитных характеристик [1, 2]. В работе [3] приведены результаты экспериментальных исследований влияния плотности упаковки частиц на магнитную индукцию и коэрцитивную силу спеченных магнитомягких материалов.

С целью количественной и качественной оценки влияния пористости на магнитные свойства магнитомягких композиционных материалов (ММКМ) нами были выполнены теоретические и экспериментальные исследования.

Теоретические исследования выполнялись для электрически изолированных ферромагнитных частиц в форме шара и сфероида. Первый случай соответствует равноосным ферромагнитным частицам, а второй - неравноосным ферромагнитным частицам, например, частицам в форме чешуек. Сфероидальные тела получаются при вращении эллипса вокруг большой (вытянутой сфероид) или малой (сжатый или сплюснутый сфероид)



ид) осей симметрии. Магнитное поле отдельной одиночной ферромагнитной частицы определяется путем интегрирования уравнения Лапласа для магнитостатического потенциала. Проиллюстрируем это на примере решения магнитостатической задачи для ферромагнитного сплошного вытянутого сфероида, находящегося во внешнем равномерном магнитном поле напряженностью  $Z_0$  (фиг. I).

Обозначим через  $\psi_0$  магнитостатический потенциал внешнего равномерного магнитного поля, а через  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  суммарные магнитостатические потенциалы, обусловленные внешним равномерным магнитным полем и намагничением ферромагнитного сфероида в этом поле соответственно во внешней и внутренней по отношению к сфероиду областях

$$\psi_0 = -Z_0 z = -Z_0 c P_{11}(\epsilon) P_{11}(\eta) \cos \alpha.$$

В соответствии с [3] напомним выражения для  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$ :

$$\psi^I = -Z_0 c P_{11}(\epsilon) P_{11}(\eta) \cos \alpha + K_{11} \frac{P_{11}(\epsilon)}{P_{11}(\epsilon_1)} P_{11}(\eta) \cos \alpha,$$

$$\psi^{II} = -Z_0 c P_{11}(\epsilon) P_{11}(\eta) \cos \alpha + K_{11} \frac{Q_{11}(\epsilon)}{Q_{11}(\epsilon_1)} P_{11}(\eta) \cos \alpha.$$

Здесь  $P_{11}(\epsilon), P_{11}(\eta)$  - присоединенные функции Лежандра первого рода;

$Q_{11}(\epsilon)$  - присоединенные функции Лежандра второго рода

$$P_{11}(\epsilon) = \sqrt{\epsilon^2 - 1}, \quad P_{11}(\eta) = \sqrt{1 - \eta^2},$$

$$Q_{11}(\epsilon) = (\epsilon^2 - 1)^{\frac{1}{2}} \left[ \frac{1}{2} \ln \frac{\epsilon + 1}{\epsilon - 1} - \frac{\epsilon}{\epsilon^2 - 1} \right],$$

$K_{11}$  - произвольная постоянная интегрирования уравнения Лапласа для магнитостатического потенциала, определяемая на основании граничных условий

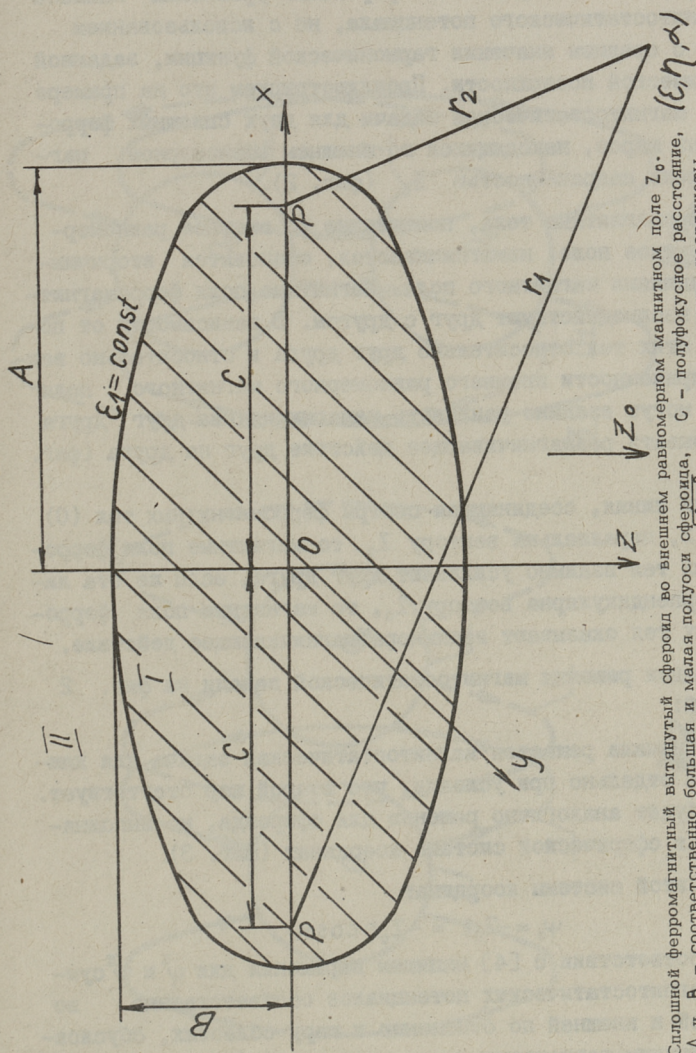
$$\mu \frac{\partial \psi^I}{\partial \epsilon} = \frac{\partial \psi^{II}}{\partial \epsilon} \Big|_{\epsilon = \epsilon_1}.$$

Подставляя значения  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  в граничные условия, получим

$$K_{11} = Z_0 c \frac{\mu - 1}{\mu - \frac{Q_{11}^{(1)}(\epsilon) P_{11}(\epsilon_1)}{Q_{11}(\epsilon_1) P_{11}^{(1)}(\epsilon_1)}} P_{11}(\epsilon_1).$$

Взяв производные от  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  по координатам  $x, y, z$ , получим соответствующие составляющие напряженности магнитного поля,





Фиг. 1. Сплошной ферромагнитный вытянутый сфероид во внешнем равномерном магнитном поле  $Z_0$ .  
 $A$  и  $B$  - соответственно большая и малая полуоси сpherоида,  $C$  - полуфокусное расстояние,  
 $\epsilon_1 = \text{const}$  - сфероидальная поверхность сpherоида,  $C = \sqrt{A^2 - B^2}$ ;  $\epsilon$ ,  $\eta$ ,  $\alpha$  - текущие координаты  
 вытянутой сфероидальной системы координат.

$$\epsilon = \frac{r_1 + r_2}{2C}, \quad \eta = \frac{r_1 + r_2}{2C}, \quad \alpha = \arctg \frac{y}{z}$$

I - область в теле сpherоида, II - внешняя область сpherоида,  $\mu$  - относительная магнитная  
 проницаемость материала сpherоида.

а с учетом величины  $\mu$  - и значения магнитной индукции внутри и вне сфероида.

Магнитное поле большого числа ферромагнитных частиц определяется также путем интегрирования уравнения Лапласа для магнитоэстатического потенциала, но с использованием теоремы о среднем значении гармонической функции, заданной на сферической поверхности. Проиллюстрируем это на примере решения магнитоэстатической задачи для двух сплошных ферромагнитных шаров, находящихся во внешнем равномерном магнитном поле напряженностью  $Z_0$  (фиг. 2).

Ферромагнитные тела, помещенные во внешнее равномерное магнитное поле, намагничиваются, становятся вторичными источниками магнитного поля. Магнитные поля ферромагнитных тел взаимодействуют друг с другом. В зависимости от положения этих тел относительно друг друга и относительно вектора напряженности внешнего равномерного магнитного поля  $Z_0$  они могут взаимно усиливать намагничивание друг друга или оказывать размагничивающее действие друг на друга (фиг. 2).

Если линия, соединяющая центры ферромагнитных тел (0) на фиг. 2, параллельна вектору  $Z_0$ , то магнитные поля ферромагнитных тел взаимно усиливают друг друга, если же эта линия перпендикулярна вектору  $Z_0$ , то магнитные поля ферромагнитных тел оказывают взаиморазмагничивающее действие.

Порядок решения магнитоэстатической задачи на фиг. 2 следующий:

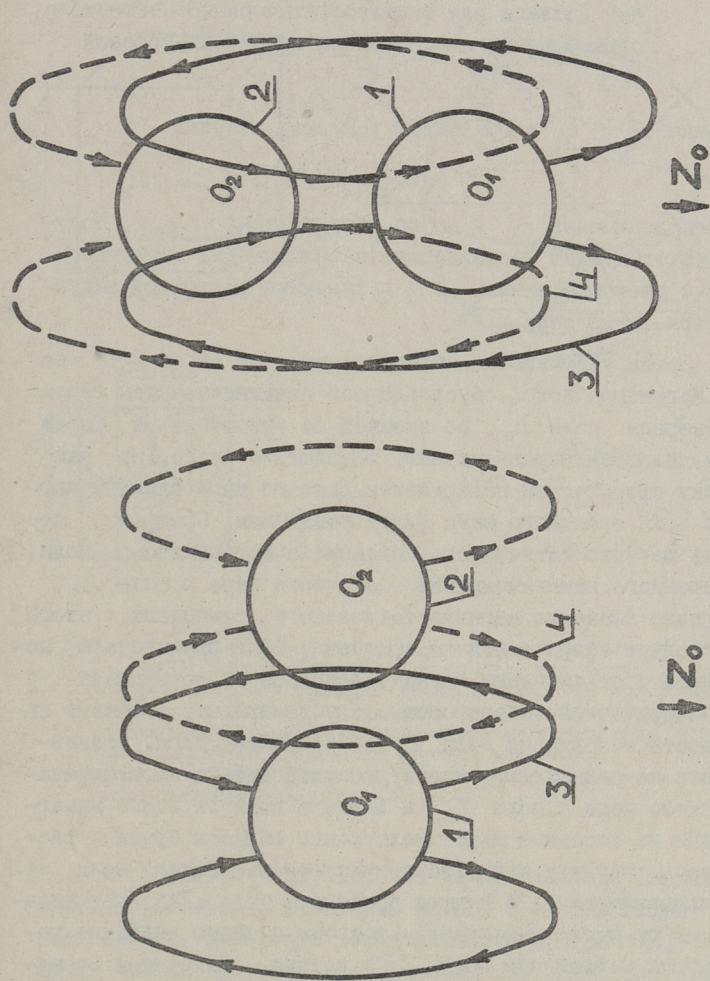
I. Сначала решается магнитоэстатическая задача для каждого шара отдельно при условии, что второй шар отсутствует. Решение будет аналогично решению для сфероида, но выполняется оно в сферической системе координат (фиг. 3).

Для этой системы координат

$$\psi_0 = -Z_0 z = -Z_0 r \cos \alpha.$$

В соответствии с [4] напишем выражения для  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  суммарных магнитоэстатических потенциалов соответственно во внутренней и внешней по отношению к шару областях, обусловленных внешним равномерным магнитным полем  $Z_0$  и намагничиванием ферромагнитного шара в этом поле.





Фиг. 2. Взаимное влияние магнитных полей, обусловленных намагничиванием ферромагнитных шаров.  
 1 - ферромагнитный шар с центром в  $O_1$ , 2 - ферромагнитный шар с центром в  $O_2$ ,  $Z_0$  - вектор напряженности внешнего равномерного магнитного поля, 3, 4 - силовые линии магнитного поля, обусловленного намагничиванием соответственно первого и второго шаров.

$$\psi^I = -Z_0 r \cos \alpha + K \frac{r}{B} \cos \alpha,$$

$$\psi^{II} = -Z_0 r \cos \alpha + K \frac{B^2}{r^2} \cos \alpha.$$

Здесь  $K$  — произвольная постоянная интегрирования уравнения Лапласа для магнитостатического потенциала, определяемая на основании граничных условий

$$\mu \frac{\partial \psi^I}{\partial r} = \frac{\partial \psi^{II}}{\partial r} \Big|_{r=B}.$$

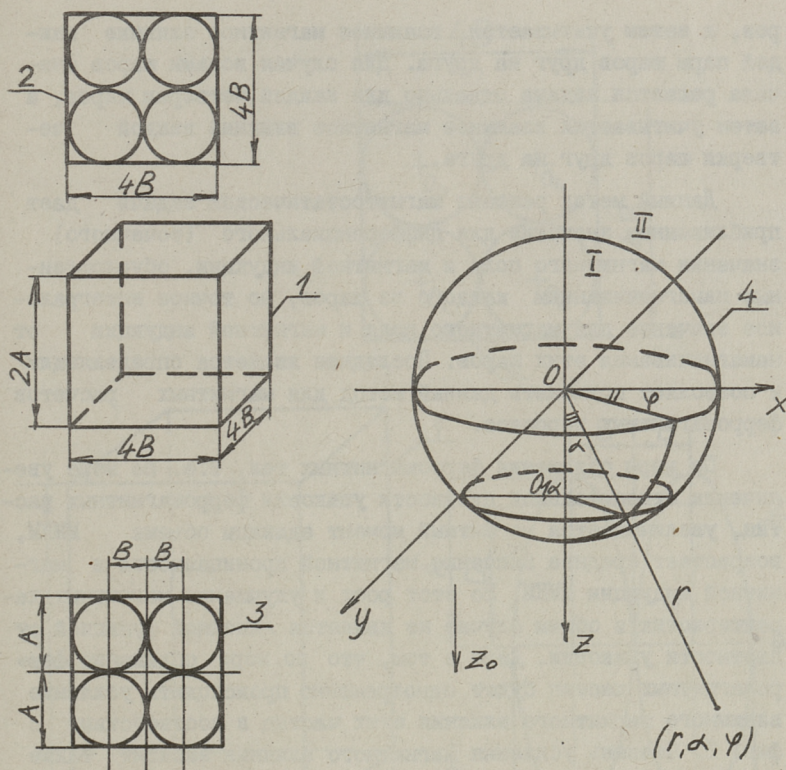
Подставляя  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  в граничные условия, получим

$$K = Z_0 B \frac{\mu - 1}{\mu + 2}.$$

Взяв производные от  $\psi^I$  и  $\psi^{II}$  по координатам  $x, y, z$ , получим соответствующие составляющие напряженности магнитного поля, а с учетом величины  $\mu$  — и значения магнитной индукции внутри и вне шара.

2. Затем учитывается магнитное влияние шаров друг на друга. Магнитное поле, обусловленное намагничиванием шаров в равномерном поле  $Z_0$ , во внешней по отношению к шарам области является неравномерным. Вследствие этого, на каждую точку сферической поверхности данного шара влияние магнитного поля соседнего шара будет различным. Среднее же значение магнитостатического потенциала магнитного поля, обусловленного намагничиванием соседнего шара в поле  $Z_0$ , будет равно значению магнитостатического потенциала этого поля в центре сферической поверхности. Взяв производную по координате  $z$  от значения магнитостатического потенциала в центре сферической поверхности, получим среднее значение напряженности магнитного поля  $Z_1$  от соседнего шара, воздействующего на данный шар. Далее рассматривается намагничивание данного шара в поле  $Z_1$  и влияние поля от этого намагничивания на соседний шар. Аналогичным образом будем рассматривать значение магнитостатического потенциала поля от этого намагничивания в центре соседнего шара. Взяв производную по  $z$  от этого потенциала, получим среднее значение напряженности магнитного поля  $Z_2$ , в котором находится соседний шар. Затем рассматривается намагничивание соседнего шара в поле  $Z_2$  и влияние этого намагничивания на первый шар и т.д.





Фиг. 3. Плотная упаковка сферических ферромагнитных частиц в ММКМ.  
 1 - ММКМ с плотной упаковкой ферромагнитных частиц, 2 - поперечное сечение ММКМ, 3 - торцевое сечение ММКМ,  $Z_0$  - вектор напряженности внешнего равномерного магнитного поля, 4 - сплошной ферромагнитный шар радиуса  $B$  во внешнем равномерном магнитном поле,  $r, \alpha, \varphi$  - текущие координаты сферической системы координат.  
 I - область в теле шара, II - внешняя область,  $\mu$  - относительная магнитная проницаемость материала шара.

В результате получим, что намагничивание каждого из шаров выражается бесконечным рядом, представляющим собой бесконечную, убывающую геометрическую прогрессию. Найдя сумму членов прогрессии, определим тем самым результирующее намагничивание каждого из шаров.

Для случая намагничивания четырех ферромагнитных шаров в магнитном поле  $Z_0$  сначала аналогичным образом решается задача для двух шаров при отсутствии другой пары ша-



ров, а затем учитывается взаимное магнитное влияние каждой пары шаров друг на друга. Для случая восьми шаров сначала решается задача отдельно для каждой четверки шаров, а затем учитывается взаимное магнитное влияние каждой четверки шаров друг на друга.

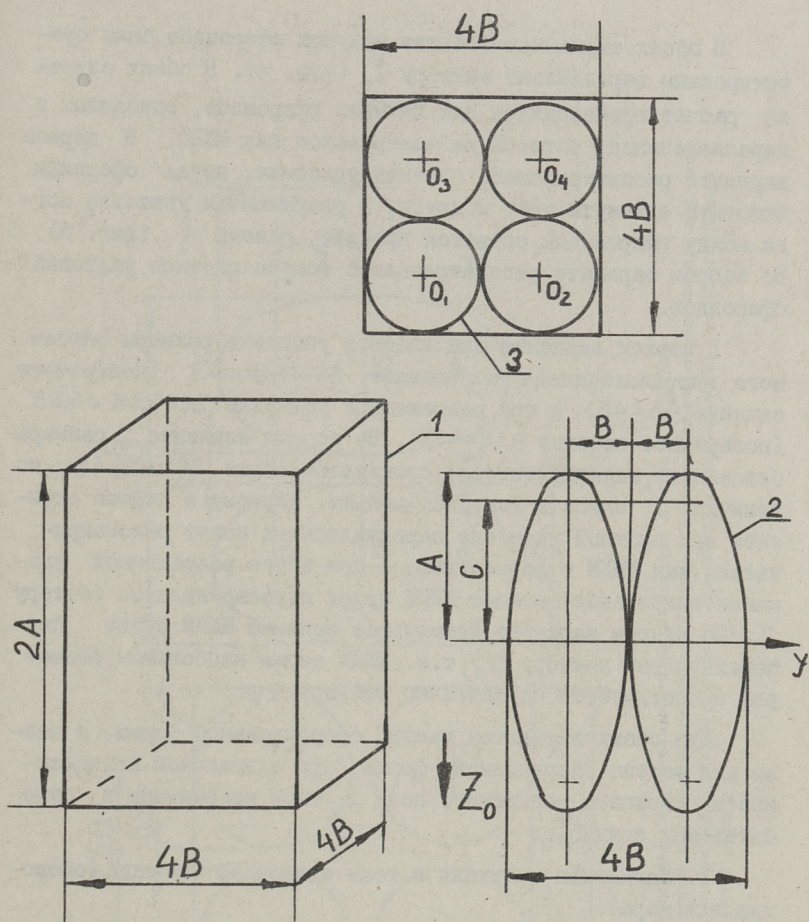
Данный метод решения магнитостатической задачи дает приближенное значение для дифференциального (точечного) значения магнитного поля и магнитной индукции, обусловленных намагничиванием каждого из шаров, но точное интегральное значение для магнитного поля и магнитной индукции от намагничивания этих шаров. Последнее является определяющим и позволяет применять данный метод для магнитных расчетов ферромагнитных порошков.

По мере сближения ферромагнитных тел, т.е. по мере увеличения относительной плотности упаковки ферромагнитных частиц, увеличивается магнитный момент единицы объема ММКМ, возрастает среднее значение магнитной проницаемости и магнитной индукции ММКМ. Но этот рост и улучшение магнитных характеристик в общем случае не является линейной функцией от плотности упаковки. Дело в том, что по мере сближения ферромагнитных частиц будет одновременно происходить усиление взаимного магнитного влияния этих частиц в соответствии с фиг. 2. Степень усиления магнитного влияния зависит также от формы ферромагнитных частиц и от формы образцов ММКМ. При неизменной величине внешнего магнитного поля  $Z_0$  у ферромагнитной частицы в форме сфероида (чешуйки) при ориентации большой полуоси параллельно вектору  $Z_0$  магнитная индукция в теле будет больше, чем у частицы сферической формы (равноосной частицы), но и взаимодействие у сфероидальных частиц будет сильнее, чем у сферических частиц [5].

Нами производились расчеты магнитных полей ММКМ, для случаев, когда ферромагнитные частицы имеют форму шара (равноосные частицы) и сфероида (чешуйки).

Случай сферических ферромагнитных частиц представлен на фиг. 3. Шары вплотную придвинуты друг к другу. Размеры описанного параллелепипеда ММКМ составляют  $4B \times 4B \times 4B$ . В него вписано 8 шаров. Плотность упаковки ферромагнитных частиц по объему ММКМ составляет 0,524.





Фиг. 4. Плотная упаковка сферидальных ферромагнитных частиц в ММКМ.  
 1 - ММКМ с плотной упаковкой ферромагнитных частиц, 2 - ферромагнитные частицы сферидальной формы, 3 - поперечное сечение ММКМ,  $z_0$  - вектор напряженности внешнего равномерного магнитного поля.

Для случая ферромагнитных частиц сферидальной формы рассматривались два варианта:

1. Первый вариант - отношение большой полуоси  $A$  к малой полуоси  $B$  равно двум:  $\frac{A}{B} = 2$ .

2. Второй вариант -  $\frac{A}{B} = 4$ .

В обоих вариантах большие полуоси сфероидов были ориентированы параллельно вектору  $Z_0$  (фиг. 4). В обоих случаях расчет производился для четырех сфероидов, вписанных в параллелепипед, который рассматривался как ММКМ. В первом варианте рассматривалась плотная упаковка, когда сфероиды вплотную сдвинуты друг к другу, и разреженная упаковка, когда между сфероидами остается просвет, равный  $\frac{B}{2}$  (фиг. 5). Во втором варианте рассматривалась только плотная упаковка сфероидов.

В первом варианте при плотной упаковке размеры описанного параллелепипеда составляют  $2A \times 4B \times 4B$  (поперечное сечение  $4B \times 4B$ ), а при разреженной упаковке  $2A \times 4,5B \times 4,5B$  (поперечное сечение  $4,5B \times 4,5B$ ). Во втором варианте размеры описанного параллелепипеда составляют также  $2A \times 4B \times 4B$ , но величина  $B$  здесь в два раза меньше. Поэтому в первом варианте при плотной упаковке параллелепипед может рассматриваться как ММКМ в форме куба, а при более разреженной упаковке наибольшее сечение ММКМ будет перпендикулярно вектору  $Z_0$ . Во втором варианте наименьшее сечение ММКМ будет перпендикулярно вектору  $Z_0$ , т.е. ММКМ своим наибольшим размером ориентируется параллельно вектору  $Z_0$ .

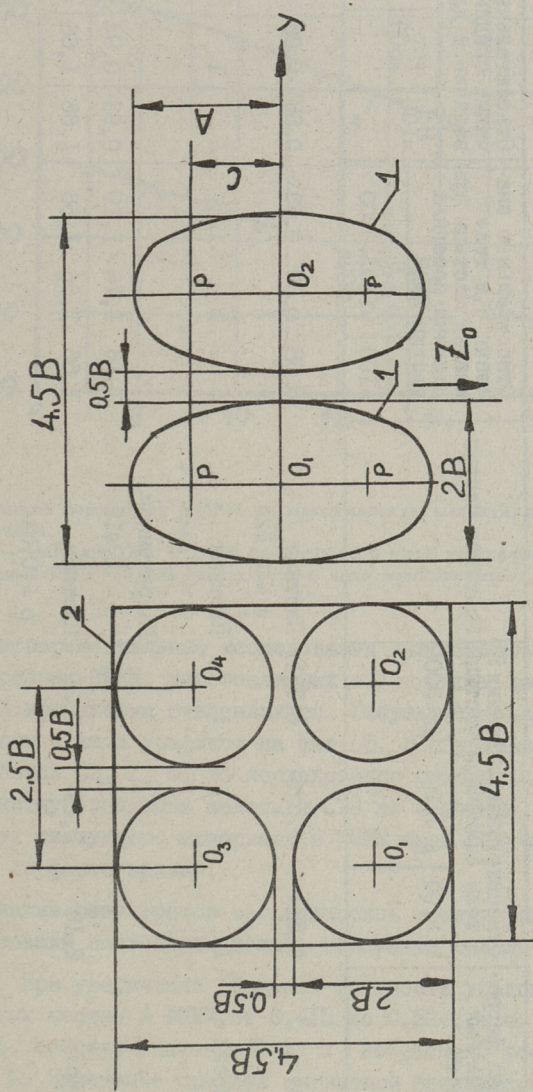
Для обоих вариантов частиц сфероидальной формы, а также для частиц сферической формы при одинаковой напряженности внешнего магнитного поля  $Z_0$  были рассчитаны в относительных единицах:

1. Магнитная индукция в теле одиночной частицы (сфероиды или шара).
2. Магнитная индукция в теле каждой частицы при наличии соседних частиц ММКМ (при наличии четырех сфероидов или восьми шаров).
3. Средние значения магнитной индукции  $B$  для образца ММКМ.

Необходимо заметить, что при неизменной величине напряженности внешнего магнитного поля  $Z_0$  величины относительных значений магнитной проницаемости  $\mu$  будут такими же, как и у магнитной индукции  $B$ .

Данные расчетов приведены в таблице I.





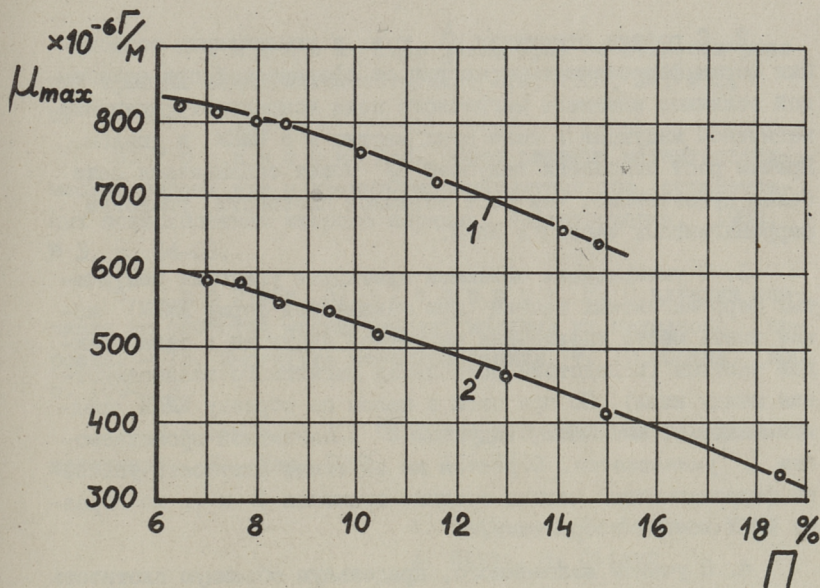
Фиг. 5. Разряженная упаковка сфероидальных ферромагнитных частиц в ММКМ.  
 1 - ферромагнитные частицы сфероидальной формы; 2 - поперечное сечение ММКМ при разряженной упаковке ферромагнитных частиц,  $Z_0$  - вектор напряженности внешнего магнитного поля.

Т а б л и ц а I

Параметры ММКМ при различной форме и плотности объемной упаковки ферромагнитных частей

Отношение $\frac{A}{B}$	Форма ферромагнитных частей	Относительные значения в теле одиночной частицы			Упаковка частиц	Относительные значения в теле каждой частицы при наличии соседних частиц ММКМ			Относительные значения средних величин В для ММКМ		
		$\mu = 100$	$\mu = 500$	$\mu = 3000$		$\mu = 100$	$\mu = 500$	$\mu = 3000$	$\mu = 100$	$\mu = 500$	$\mu = 3000$
1	Шар	0,534	0,526	0,521	Плотная $\rho = 0,524$	0,88	0,88	0,88	0,88	0,88	0,88
2	Сфероид	1	1	1	Плотная $\rho = 0,524$ Разреженная $\rho = 0,415$	1	1	1	1	1	1
4	Сфероид	2,14	2,29	2,31	Плотная $\rho = 0,524$	1,16	1,19	1,19	0,93	0,94	0,94
						1,66	1,66	1,66	1,66	1,66	1,66





Фиг. 6. Влияние пористости ММКМ на максимальную магнитную проницаемость ММКМ.

1 - чешуйки ПЖЗ + 0,5 % связующего в виде этилсиликата, 2 - равноосный ПЖЗ + 0,5 % связующего в виде этилсиликата.

Экспериментальные исследования выполнялись на кольцевых образцах ММКМ, изготовленных из порошка железа ПЖ-ЗК с 0,5 % кремнезема этилсиликата. Результаты экспериментов приведены в виде графиков на фиг. 6. В опубликованных ранее работах [1, 2, 6] по исследованию влияния пористости на магнитную индукцию железа и [7] по изучению влияния содержания связующего материала в ММКМ были получены аналогичные по форме кривые.

Анализ результатов теоретических и экспериментальных исследований позволяет сделать следующие выводы:

1. При увеличении объемной плотности упаковки ферромагнитных частиц в ММКМ от 0,415 до 0,524, т.е. более чем на 25 %, среднее значение  $B$  и  $\mu$  возрастает всего лишь на 7-8 %. Изменение средней магнитной проницаемости ММКМ в функции изменения пористости носит линейный характер при относительно большой пористости и нелинейный характер при относительно малой пористости (по мере сближения ферромагнитных частиц между собой).

2. С ростом отношения  $\frac{A}{B}$ , т.е. с увеличением отклонения формы ферромагнитных частиц от сферической при неизменной величине внешнего магнитного поля возрастает значение магнитной индукции в теле этих частиц и в ММКМ в целом. Причем рост отношения полуосей  $\frac{A}{B}$  может сказываться даже более существенно, чем рост объемной плотности упаковки ферромагнитных частиц в ММКМ.

3. С уменьшением объемной плотности упаковки чешуйчатых ферромагнитных частиц (при неизменной форме ММКМ) может иметь место увеличение магнитной индукции в теле каждой частицы (вследствие ослабления магнитного взаимодействия между ними). Но при этом в целом по образцу ММКМ среднее значение магнитной индукции  $B$  и магнитной проницаемости  $\mu$  уменьшается. С ростом же объемной плотности упаковки ферромагнитных частиц средние значения  $B$  и  $\mu$  по образцу ММКМ всегда возрастают.

4. С учетом изложенного, предельную объемную плотность упаковки ферромагнитных частиц в ММКМ следует оценить величиной 0,95. Дальнейшее увеличение объемной плотности может привести лишь к незначительному росту средних значений  $B$  и  $\mu$  (менее, чем на 5%). При этом оно связано с увеличением давления прессования, что ускоряет износ матриц прессформ.

### Л и т е р а т у р а

1. W e g l i n s k i B. Perspektywy rozwojowe w dziedzinie kompozytow proszkowych na magnetowody przetwornikow elektrycznych. - Труды Вроцлавского политехнического института, № 24, Вроцлав, 1977. IOI с.

2. M o s a r s k i S. Properties of magnetically soft parts made by hot forging. Modern developments in powder metallurgy. - Ed. Hausher H.N. I-L.1971, v. 4, p. 451-461.

3. Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д., П а н а с ь к О.А., Е ф р е м о в а Н.Ф., Я г л о Г.И. Зависимость магнитных свойств порошков сплавов от расстояния между частицами. - Порошковая металлургия, 1983, № 6, с. 69-73.



4. Р о н и н с о н А.Д. Некоторые особенности решения краевых задач магнитостатики. ЖТФ, 1963, 38, № 3, с. 448-452.

5. Р о н и н с о н А.Д. Общее решение магнитостатической задачи для сплошных ферромагнитных тел, ограниченных поверхностями второго порядка. Дефектоскопия, 1983, № 3, с. 54-63.

6. З а р г е в К., Т о д о р о в Р. О влиянии спекания на свойства магнитомягких изделий из железного порошка. - Тр. Института металлокерамики, т. 10. София, 1980, с. 109-113.

7. Д ж о н с В.Д. Свойства и применение порошковых материалов. М., Мир, 1965, с. 115-116.

A. Roninson, A. Laansoo,  
A. Ritso, R. Siimar

Influence of Porosity on Magnetic Properties  
of Magnetosoft Composition Materials (MCM)

S u m m a r y

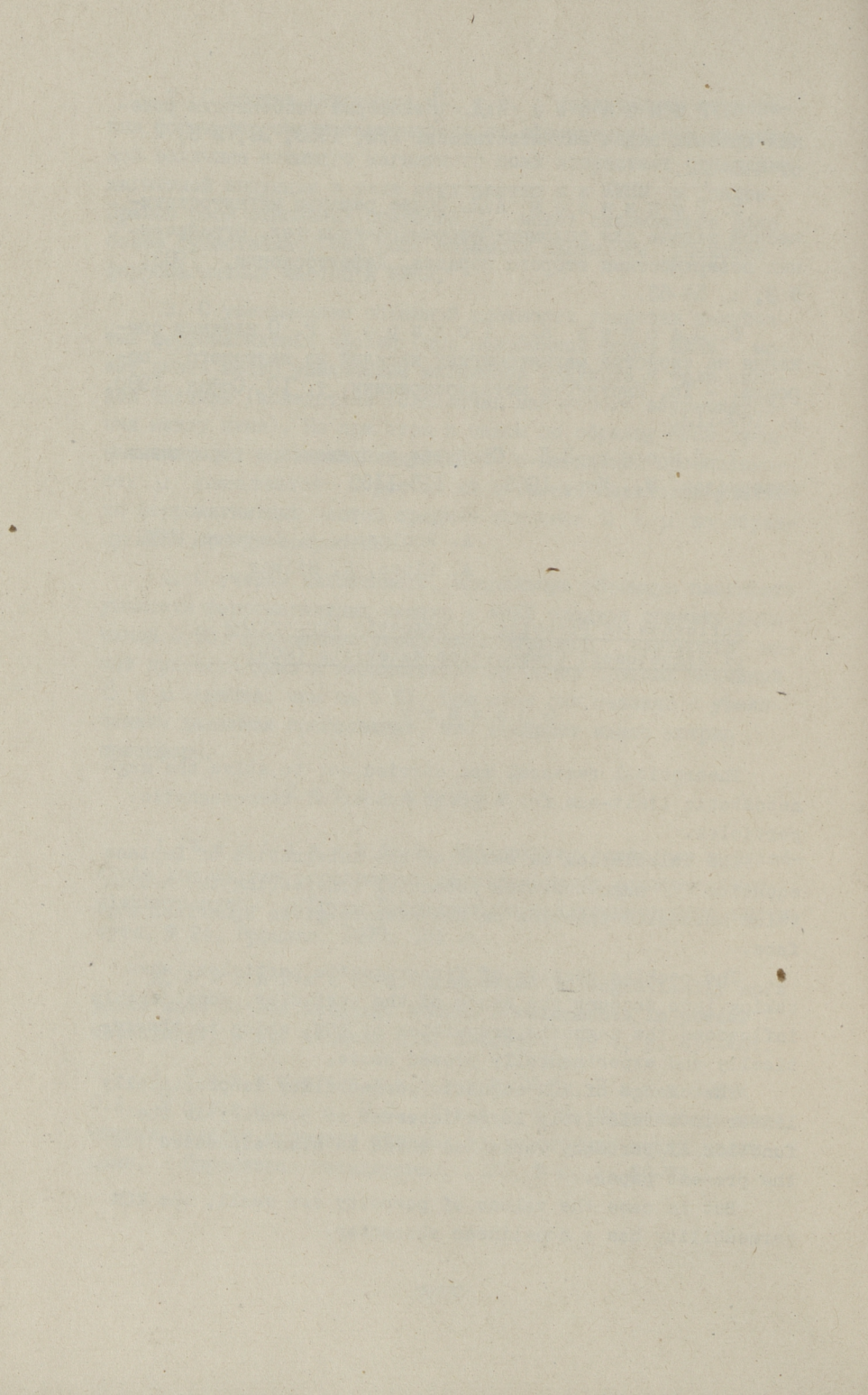
Theoretical research was carried out to solve the magnetostatic limit-sum for a great number of ferromagnetic particles.

The calculation is based on the integration of Laplace equation for magnetostatic potential considering the medium value harmonics function on the advance given spherical surface.

The packing density of ferromagnetic particles, when taking into account the shape of the particles, considerably influences the magnetic properties of MCM, which is theoretically and experimentally proved above.

The change of MCM magnetic permeability is practically linear in a relatively large interval of porosity in the function of porosity variation which is also expressed in the present paper.

But in case the values of porosity are small, the MCM permeability has a non-linear character.





А.Э. Ритсо, В.Я. Лийман, Р.А. Сиймар,  
А.А. Лаансоо

### ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ИЗОЛИРОВАНИЯ ЧАСТИЦ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОМЯГКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Применяемые в электрических машинах материалы магнитопроводов должны иметь высокую магнитную проницаемость и низкие потери на вихревые токи. Вихревые токи препятствуют проникновению магнитного потока в глубь магнитопровода, в результате чего магнитная проницаемость и магнитные потери магнитопровода ухудшаются с повышением частоты магнитного поля. Для того, чтобы достичь высокой магнитной проницаемости, ферромагнетик должен быть сплошным и в то же время, для того, чтобы подавлять образование вихревых токов, он должен иметь высокое удельное электрическое сопротивление. Этой цели можно достичь легированием железа и электрическим изолированием зерен железа друг от друга.

Основную массу магнитопроводов изготавливают из прокатной листовой легированной электротехнической стали. Эти стали имеют высокую магнитную индукцию в средних магнитных полях и низкие удельные потери на перемагничивание.

Высокая анизотропия листовой электрической стали строго ограничивает выбор конструкции магнитопроводов. Кроме того, применение листовой стали связано с большими отходами при штамповке. Литые и спеченные порошковые магнитопроводы из легированных ферромагнетиков могут иметь весьма высокую магнитную проницаемость в постоянном магнитном поле. Но из-за низкого удельного электрического сопротивления и связанных с этим высоких вихревых потерь, резко ограничивается их применение в электрических машинах, работающих при промышленной частоте.



В цельнопрессованных магнитомягких композиционных материалах (ММММ) каждая частица ферромагнетика - чистого железа - покрыта изолирующей связующей оболочкой. Это обстоятельство создает условия для подавления потерь на вихревые токи до минимума. Однако ввиду того, что между частицами железного порошка имеется тонкий слой немагнитного материала, магнитная проницаемость у ММММ несколько ниже, чем у электротехнической стали вдоль листа, но выше, чем у электротехнической стали поперек листа.

Это обстоятельство дает возможность из ММММ создать принципиально новые конструкции магнитопроводов, в которых магнитный поток протекает пространственно.

Требования к изолирующим-связующим слоям между ферромагнитными частицами ММММ можно разделить на две группы: эксплуатационные и технологические. При эксплуатации магнитопроводов имеют большое значение такие показатели изолирующего-связующего слоя, как, толщина, адгезия, прочность, электрическое сопротивление, а в некоторых случаях и температура эксплуатации.

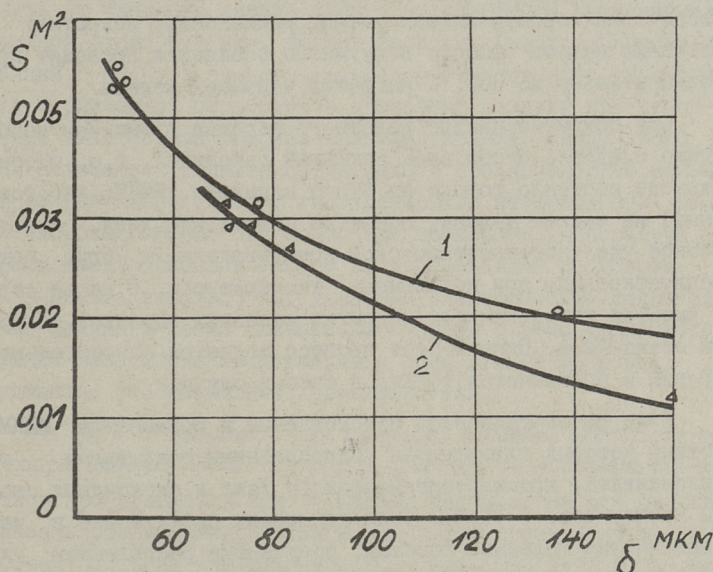
Изолирующий-связующий слой между частицами ферромагнетика состоит в большинстве случаев из немагнитного вещества и таким образом препятствует переходу магнитного потока из одной ферромагнитной частицы в другую. Из-за этого уменьшается магнитная проницаемость ММММ. Исходя из этих соображений, изолирующий-связующий слой должен быть тонким. При этом он должен обеспечить достаточное электросопротивление между частицами ферромагнетика, необходимое для подавления вихревых токов. При тонком слое изолирующего материала в процессе прессования магнитопровода могут образовываться металлические контакты между частицами ферромагнетика, что приводит к увеличению электропроводности и к повышению потерь на вихревые токи в ММММ. Толщина изолирующей-связующей пленки зависит от удельной поверхности частиц ферромагнетика, от количества связующего, а также от адгезии между изолирующим веществом и ферромагнетиком.

На фиг. I показаны зависимости удельных поверхностей двух фракций железного порошка ПЖР-ЗКБ от толщины чешуек железа. Частицы порошка прокатывались в чешуйки со средней толщиной, указанной на фиг. I. Значения удельных поверхно-



стей соответствующих порошков были получены расчетным путем по линейным размерам чешуек. На фиг. 1 видно, что удельные поверхности одного грамма чешуйчатого железного порошка составляют от 0,013 до 0,044 м<sup>2</sup>. С уменьшением дисперсности порошка и толщины чешуек железа удельная поверхность увеличивается. Это обстоятельство необходимо учитывать при определении оптимального количества изолирующего-связующего вещества при изготовлении ММКМ.

С технологической точки зрения наиболее важным вопросом является получение на частицах железа сплошной изолирующей пленки, не твердеющей до конца прессования магнитопровода. Учитывая то, что такая композиция должна быть жизнеспособной несколько часов, целесообразно использовать изолирующие-связующие вещества, которые твердеют при повышенных температурах. Термическая обработка спрессованных из композиций магнитопроводов позволяет также снизить возникающие при прессовании искажения кристаллической решетки и этим улучшить магнитные характеристики ММКМ.



Фиг. 1. Удельная поверхность чешуйчатого ПЖР-ЗКБ в зависимости от толщины чешуек железа.

Кривые: 1 - фракция 02, 2 - фракция 0315.



Авторами разработано множество способов плакирования (покрытия) частиц железа с изолирующим-связующим веществом. Наиболее совершенным для промышленного применения является сольвент-метод, при котором расчетное количество изолирующего-связующего вещества растворяют в ацетоне и смешивают в заданном количестве железного порошка. При смешивании в смесителе-испарителе периодического действия ацетон испаряется и образуется хорошо сыпучая композиция, которая готова к формированию магнитопроводов из нее.

В некоторых случаях, например, в магнитопроводах, работающих при высоких температурах, целесообразно использовать двухслойные покрытия на частицах железа. Наиболее интересным способом получения двухслойных покрытий является нанесение на частицы железа изолирующего слоя окиси алюминия и после этого нанесение связующего слоя упомянутыми методами. Частицы железного порошка покрывают вакуумным осаждением тонким слоем (менее 0,1 мкм) алюминия, который в воздухе окисляется, образуя окись алюминия. Для обеспечения хорошей адгезии между алюминиевым покрытием и частицами железа процесс вакуумного осаждения проводят предварительно до 350 °С нагретых частицах железа.

При покрытии частиц железного порошка алюминием необходимо следить, чтобы весь алюминий окислялся, т.е. чтобы покрытие состояло только из окиси алюминия. ММФМ, изготовленные из частиц железа, покрытые окисью алюминия, имеют высокое удельное электрическое сопротивление и могут быть эксплуатированы при повышенных температурах. В нашей стране имеются установки для покрытия железных порошков вакуумным осаждением. Однако этот процесс является относительно дорогим и применяется только в особых случаях.

Ниже рассматривается изготовление и применение ММФМ, частицы которых плакированы однослойными покрытиями из этилсиликата, кремний-органического лака и эпоксидных смол или компаундов. В опытах были применены прокатанные в чешуйки чистые железные порошки, полученные распылением или химикометаллургическим способом.

В качестве изолирующего-связующего вещества в композициях ММФМ желательно использовать этилсиликат 40 ГОСТ 5.1174-71.

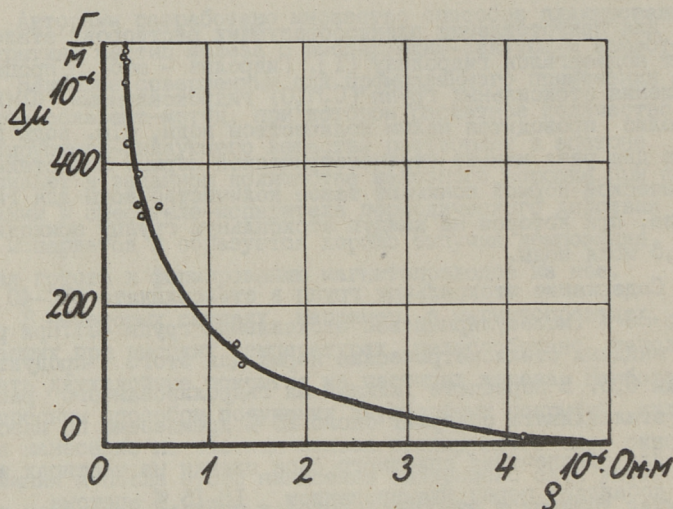


Для приготовления пленкообразующих растворов, этилсиликат подвергался гидролизу [1]. Гидролиз - это процесс замещения этоксильных групп ( $C_2H_5O$ ) гидроксильными ( $OH$ ). Гидролиз проводится малым количеством воды, т.е. воды вводят в два раза меньше стехиометрической нормы. Под стехиометрической нормой понимают такое количество воды для гидролиза, при котором на каждую этоксильную группу приходится 0,5 моля воды.

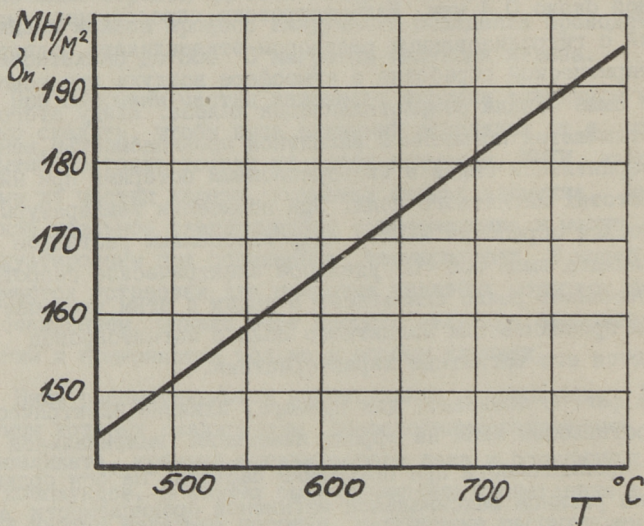
Содержание этоксильных групп в этилсиликате ЭТС-40 около 66 % (молекулярный вес этоксильных групп 45). При расчете найдена стехиометрическая норма для этого продукта, равная 0,5. В пересчете каждый мл гидролизованного раствора этилсиликата содержит около 28 % кремнезема по массе.

Для обеспечения сплошного слоя пленки на частицах железа добавляют перед плакированием 10-15 % ацетона от массы железного порошка. Количество гидролизованного раствора этилсиликата выбирается из расчета того, чтобы обеспечить на частицах железа пленку из аморфного кремнезема толщиной около 0,4 мкм. Магнитопроводы, спрессованные из композиций с гидролизованным раствором этилсиликата, подвергаются термической обработке в атмосфере воздуха при температуре выше начала рекристаллизации железа. Ввиду этого ММКМ отличаются повышенной магнитной проницаемостью, меньшей коэрцитивной силой и гистерезисными потерями при низких частотах магнитного поля. При повышении температуры термической обработки ММКМ с гидролизованным раствором этилсиликата выше 550 °С, удельное электрическое сопротивление начинает резко снижаться. В связи с этим уменьшается глубина проникновения магнитного поля в магнитопровод и ухудшаются его магнитные характеристики.

На фиг. 2 показано, для примера, влияние электрического сопротивления ММКМ на эффект изменения максимальной магнитной проницаемости при повышении частоты. На оси ординат показана разница максимальной магнитной проницаемости  $\Delta\mu$ , которая получена как разность  $\mu_{max}$  при 1000 Гц и  $\mu_{max}$  при 50 Гц. Измерения проводились на кольцевых образцах диаметром 50/40 мм и толщиной 5 мм. Из фигуры следует, что у образцов с малым поперечным сечением разница в максимальной магнитной проницаемости резко снижается с увеличением удельного электрического сопротивления.



Фиг. 2. Влияние удельного электрического сопротивления ММКМ на разность максимальной магнитной проницаемости при частотах 50 Гц и 1000 Гц. Температура обработки образцов от 500 до 1000 °С в среде аргона.



Фиг. 3. Влияние конечной температуры термической обработки ММКМ с гидролизированным раствором этилсиликата на предел прочности при изгибе.

На фиг. 3 показано, что с повышением температуры термической обработки ММКМ с гидролизированным раствором этилсиликата, увеличиваются прочность при изгибе от 150  $\text{MN}/\text{M}^2$

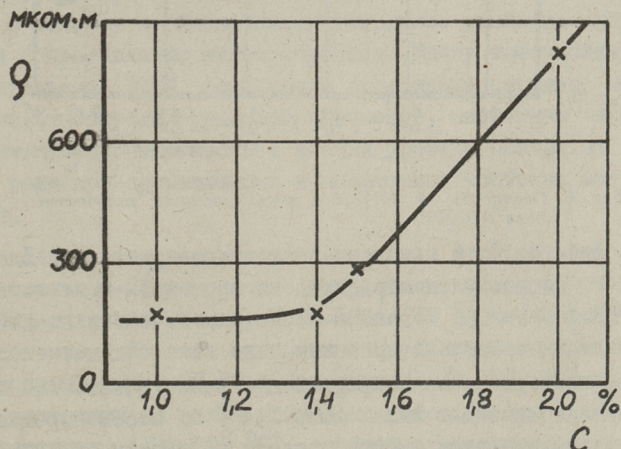


при 500 °С до 190 МН/м<sup>2</sup> при 800 °С и выше. Такая закономерность наблюдается также при изменении ударной прочности.

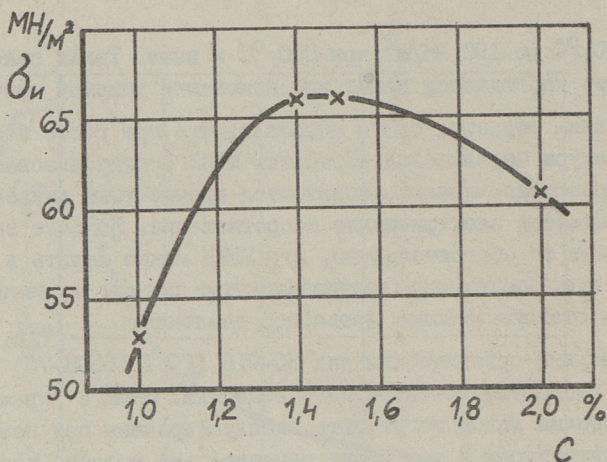
Таким образом, опыты показали, что при росте конечной температуры термической обработки ММММ с гидролизованным раствором этилсиликата, повышаются прочностные показатели и уменьшается электрическое сопротивление. Большое значение имеет то обстоятельство, что ММММ можно залить в алюминий, т.е. изготовить краткосамкнутые роторы и сделать корпуса статора методом литья под давлением.

Кремний-органический лак КО-916 (ГОСТ 16508-70) в качестве изолирующего-связующего вещества. ММММ с кремний-органическим лаком могут быть эксплуатированы при повышенных температурах и они имеют относительно высокое удельное электросопротивление. Кремний-органический лак КО-916 после твердения сохраняет 60 % от первоначальной массы. Высокое удельное электрическое сопротивление ММММ обеспечивает большую глубину проникновения магнитного потока и этим создаются условия для изготовления магнитопроводов с большим поперечным сечением.

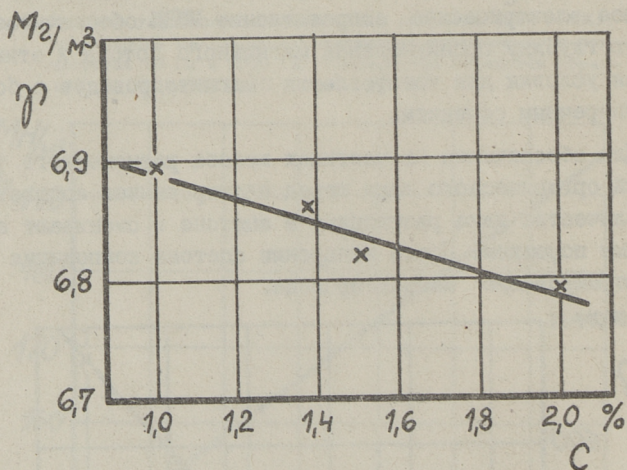
Для обеспечения на частицах железа равномерного слоя кремний-органического лака перед плакированием соответствующее количество лака растворяют в ацетоне и смешивают его с железным порошком. После испарения ацетона композиция готова к формированию магнитопровода.



Фиг. 4. Удельное электрическое сопротивление ММММ в зависимости от концентрации лака КО-916.



Фиг. 5. Предел прочности при изгибе ММКМ в зависимости от концентрации лака КО-916.



Фиг. 6. Плотность  $\gamma$  ММКМ в зависимости от количества лака КО-916.

На фиг. 4, 5, 6 показаны зависимости удельного электрического сопротивления ( $\rho$ ), предела прочности при изгибе ( $\sigma_u$ ) и плотности ( $\gamma$ ) образцов ММКМ от количества введенного в композицию кремний-органического лака. Видно, что удельное электрическое сопротивление резко повышается при введении в композицию лака свыше 1,4 % от массы порошка. Видно также, что зависимость предела прочности при изгибе



от количества лака имеет максимальное значение при количестве лака 1,4 % от массы порошка. Зависимость плотности от увеличения содержания лака в композиции имеет линейно падающий характер.

Повышение конечной температуры термической обработки магнитопроводов от 240 до 260 °С незначительно снижает удельное электрическое сопротивление и предел прочности при изгибе.

В опытах полученные значения предела прочности (порядка 65 МН/м<sup>2</sup>) ММКМ с кремний-органическим лаком КО-916 являются относительно низкими. Это обстоятельство усложняет изготовление из этих ММКМ маленьких тонкостенных магнитопроводов. Ввиду высокого удельного электрического сопротивления ( $300-600 \cdot 10^{-6}$  Ом.м), которое обеспечивает большую глубину проникновения магнитного потока и удовлетворительной магнитной проницаемости, целесообразно использовать эти ММКМ для изготовления магнитопроводов с большим поперечным сечением. При этом ММКМ с кремний-органическим лаком КО-916 могут эксплуатироваться при температурах около 250 °С.

Эпоксидные смолы и компаунды в качестве изолирующего связующего вещества ММКМ. Композиции, содержащие эпоксидные смолы и компаунды, отличаются хорошей прессуемостью и формованием. При этом эпоксидные смолы имеют отличную адгезию с железом и обеспечивают умеренное удельное электрическое сопротивление магнитопровода. Ввиду вышеупомянутых обстоятельств, ММКМ, содержащие эпоксидные смолы и компаунды, имеют относительно высокую прочность, магнитную индукцию, магнитную проницаемость и низкий уровень потерь на вихревые токи при промышленных и повышенных частотах магнитного поля.

Для изготовления композиции были использованы эпоксидная смола ЭД-20 и горячие отвердители, компаунды УП-503А, УП-504 и другие. Компаунд УП-503А (ТУ 6-05-241-178-78) представляет из себя одноупаковочную композицию на основе эпоксидной смолы ЭД-20 и отвердителя УП-501. В отвержденном состоянии он может длительно работать при повышенных температурах (180-200 °С), стойкий в агрессивных средах. Компаунд УП-504 (ТУ 6-05-241-244-80) может длительно рабо-



тать при температурах до 250 °С, в условиях тропической влажности и в агрессивных средах. Перед изготовлением композиции смолы отвердитель и компаунды растворяют в ацетоне. При применении эпоксидных компаундов технологический процесс несколько упрощается, поскольку приходится дозировать только один компонент, в другом случае приходится дозировать и растворять два компонента — эпоксидную смолу и отвердитель. В композициях используют от 0,6 до 1,0 % эпоксидной смолы или компаунда от массы железного порошка в зависимости от вида связующего и удельной поверхности частиц железного порошка. После смешивания и испарения из композиции ацетона получаются железные частицы, которые плакированы тонким слоем (менее одного мкм) связующего-изолирующего вещества, характер которого зависит от исходных материалов и от режима сушки композиции. Известно, что жидкотекучесть и жизнеспособность полимеров зависит от стадии твердения. При прессовании ММГМ тонкий слой смолы на поверхности частиц железа действует как смазывающее вещество, при этом часть смолы выпрессовывается в поры между частицами. В результате получается относительно высокая плотность магнитопровода. Количество выпрессованного изолирующего-связующего вещества зависит от толщины пленки и стадии твердения его, от характера поверхности частиц железа, от силы прессования и от множества других факторов. Ввиду того, что в процессе прессования, композиции ММГМ, тонкий слой изолирующего-связующего вещества частично повреждается, образующиеся между частицами металлокерамические контакты, которые снижают удельное электрическое сопротивление.

Таким образом, удельное электрическое сопротивление ММГМ с эпоксидными смолами или компаундами можно регулировать в широких пределах от нескольких мкОм.м до нескольких десятков мкОм.м.

Исходя из вышеуказанного по образованию изолирующего-связующего слоя между частицами железа в ММГМ с эпоксидной смолой и компаундом, можно подчеркнуть следующее. С увеличением в компаунде количества эпоксидных смол или компаундов до 0,6-1,0 % от массы железного порошка, плотность и удельное электрическое сопротивление ММГМ увеличивается, однако при дальнейшем увеличении его эти показате-



ли начинают снижаться. Этим ММГМ с эпоксидными смолами и компаундами значительно отличаются от ММГМ, содержащих кремниевые соединения. ММГМ, содержащие эпоксидные смолы имеют предел прочности при изгибе выше  $130 \text{ МН/м}^2$  и таким образом они в два раза прочнее, чем ММГМ с кремний-органическим лаком КО-196.

ММГМ, содержащие эпоксидные смолы или компаунды имеют относительно хорошие магнитные характеристики в сочетании с хорошей прессуемостью и формуемостью, поэтому их целесообразно использовать при изготовлении малогабаритных магнитопроводов, которые имеют часто довольно сложную конструкцию. Эти магнитопроводы выдерживают температуру перегрева до  $180-200^\circ\text{C}$ .

Магнитные характеристики ММГМ зависят не только от связующего-изолирующего вещества, а также от свойств ферромагнитного материала. Некоторые данные об этих зависимостях приводятся в работе [2].

Суммируя вышесказанное, способ изолирования части железа влияет, в первую очередь, на технологические, механические, электрические характеристики ММГМ и косвенно на магнитные характеристики. В настоящее время наиболее надежным способом изолирования частиц ферромагнетика является соль-вент-метод. При этом подробности технологического процесса изготовления ММГМ зависят от исходных материалов и от назначения ММГМ.

#### Л и т е р а т у р а

1. Соболевский М.В. Составы растворов, полученных при гидролизе  $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ , ЭТС-32, ЭТС-40 и ЭТС-50. - Литейное производство, № 9, 1974, с. 28-29.

2. Ритсо А.Э., Лаансоо А.А., Сиймар Р.А. Чешуйчатые магнитодиэлектрики для прессованных магнитопроводов. - Электротехническая промышленность. Сер. "Электротехнические материалы", вып. 8(109), 1979, с. 8-10.

A. Ritso, V. Liiman,  
R. Siimar, A. Laansoo

Influence of the Methods of Ferromagnetic  
Particles Insulating on the Characteristics  
of Magnetosoft Composition Materials (MCM)

S u m m a r y

A method of ferromagnetic particles coating has a great effect on the strength of MCM. The above-mentioned method affects the resistivity, density, magnetic characteristics and indirectly the temperature of exploitation.

The most perfect coating method is the solvent method.

MCM containing ethylsilicate or silicon-organic varnish may work at higher temperatures than that with epoxy resin.

MCM possess relatively high magnetic permeability, but the resistivity of silicon-organic MCM is approximately a hundred times higher than ethylsilicate MCM.

The high resistivity will guarantee a large depth of intrusion of the magnetic field into the magnetic core.

MCM containing epoxy resins or compounds have relatively high density and bending strength.



## С о д е р ж а н и е

1.	Кюбарсепп Я.П., Пирсо Ю.Ю., Аренсбургер Д.С. Технология и свойства сплавов TiC -сталь, изготовленных из карбида титана, полученного СВС-методом.....	3
2.	Кудрявцев В.А., Аренсбургер Д.С. Исследование процесса массопереноса при пропитке пористого каркаса.....	9
3.	Кудрявцев В.А., Каллас П.К. Газоабразивное изнашивание порошковых легированных карбидтитановых сплавов.....	19
4.	Кюбарсепп Я.П., Аннука Х.И., Вальдма Л.Э. Некоторые принципы выбора состава твердых сплавов TiC -сталь.....	27
5.	Кулу П.А. Особенности создания эрозионностойких газотермических покрытий на порошковых материалах.....	35
6.	Вальдма Л.Э. Влияние внешнесиловых факторов на гидроабразивный износ порошковых твердых сплавов.....	41
7.	Кулу П.А., Каллас П.К., Халлинг Я.А. Газоабразивный износ газотермических порошковых покрытий.....	47
8.	Пирсо Ю.Ю., Летунович С.М. Коррозионностойкий антифрикционный материал на основе карбида хрома и никеля.....	53
9.	Ронинсон А.Д., Лаансоо А.А., Ритсо А.Э., Сиймар Р.А. Влияние пористости на магнитные свойства магнитомягких композиционных материалов.....	63
10.	Ритсо А.Э., Лийман В.Я., Сиймар Р.А., Лаансоо А.А. Влияние способов изолирования частиц на характеристики магнитомягкого композиционного материала.....	79









Цена 70 коп.