

Ep.6.7  
531

ISSN 0136-3549  
0136-3557

TALLINNA  
POLÜTEHNILISE INSTITUUDI  
TOIMETISED

531

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО  
ИНСТИТУТА

**ТРИ**  
**'82**

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ





Ер.6.7

531

**ТРИ  
'82**

**TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED**

**ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА**

УДК 621.762

●  
СВОЙСТВА  
И  
ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ  
МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия IV

Таллин 1982

ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
Труды ТПИ № 531  
СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия 1У

Редактор Д. Аренсбургер

Техн. ред. М. Тамме

Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 10.03.82

Подписано к печати 4.10.82

Бумага 60x90/16. Печ. л. 5,5 + 0,5 приложение

Уч.-изд. л. 4,6. Тираж 300. МВ-03764

Ротапринт ТПИ, Таллин, ул. Коскла 2/9

Зак. № 465

Цена 70 коп.

© Таллинский политехнический институт, 1982



СЕЛЕКТИВНЫЙ ИЗНОС СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ  
В АБРАЗИВНОЙ СРЕДЕ

## Исходные положения

Опыт показал, что твердые сплавы не дают заметного эффекта по износостойкости, если на поверхности фрикционного контакта происходят процессы прямого разрушения. Из них наиболее изучено микрорезание, возможность которого оценивается критерием твердости  $K_T = H_m/H_A$  (твердость материала и абразива). По М.М. Тененбауму [1] микрорезание появляется, если  $K_T < 0,5-0,7$ . Износостойкость при этом связана с критерием твердости известной прямолинейной зависимости М.М. Хруцова [2]

$$\varepsilon = a K_T + b, \quad (1)$$

где  $a, b$  — эмпирические коэффициенты.

Установлено [1], что при повышении  $K_T > 0,5-0,7$  процесс абразивного изнашивания переходит в многоцикловое и между износостойкостью и критерием твердости имеется экспоненциальная зависимость в виде

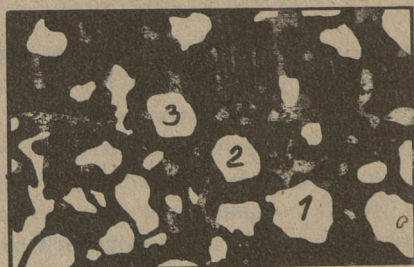
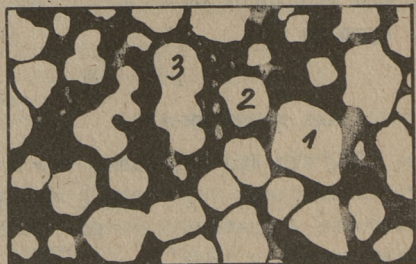
$$\varepsilon = \exp(a K_T + b). \quad (2)$$

Наши опыты при разработке безвольфрамовых твердых сплавов показали, что если даже  $K_T > 0,5-0,7$ , возможно прямое разрушение структурных составляющих и поэтому оценка износостойкости таких структурно-чувствительных гетерогенных материалов, как спеченные твердые сплавы, по твердости весьма приближенна. Сплавы с одинаковой твердостью, но с различной структурой, могут по износостойкости отличаться даже на порядок [3].

В статье приводятся некоторые теоретические соображения, позволяющие оценить износостойкость спеченных твердых сплавов в процессе абразивной эрозии исходя из структурно-прочностных свойств. Не рассматриваются твердые сплавы в условиях  $K_T < 0,5-0,7$ .

#### Механизм и характеристики селективного изнашивания

Твердый сплав изнашивается в результате потери протекторной способности карбидной фазы. Опыты с карбидохромовыми сплавами  $Cr_3C_2 - Ni$  (КХН) в суспензии вода + 1 % кварцевого песка, со скоростью 80 м/с показали, что механизм потери протекторной способности карбидной фазы мелко- и крупнозернистых сплавов отличается. У мелкозернистых преобладает многоцикловое интеркарбидное разрушение (фиг. 1), у крупнозернистых - прямое хрупкое транскарбидное растрескивание (фиг. 2). При построении экспериментальной зависимости между интенсивностью изнашивания и величиной карбидного зерна (фиг. 3) выяснилось, что величина карбидного зерна повышает износ. Содержание связки влияет по-раз-



Фиг. 1. Интеркарбидное разрушение - пластическая полидеформация и выкрашивание матричной фазы.

ному у крупно- и мелкозернистых сплавов. Инверсия прямых на фиг. 3 определяет критическую величину карбидного зерна  $d_{кр}$ , разделяющую сплавы на мелко- ( $d < d_{кр}$ ) и крупнозернистые ( $d > d_{кр}$ ) с различными механизмами изнашивания.



Фиг. 2. Транскарбидное прямое растрескивание и выкрашивание карбидов.

При интеркарбидном разрушении по модели двухфазного материала С.Г. Тресвятского [4] возможные соотношения прочностей структурных составляющих

$$U_{мф} < U_{агз} < U_{кр}$$

или

$$U_{агз} < U_{мф} < U_{кр},$$

где  $U_{мф}$ ,  $U_{агз}$ ,  $U_{кр}$  - соответственно прочности матричной фазы, связи между матрицей и карбидной фазой.

Можно предположить, что износостойкость мелкозернистых сплавов при интеркарбидном разрушении определяется в основном сопротивлением пластической деформации матричной фазы. После полидеформационного процесса связка охрупчивается, развиваются трещины, связка выкрашивается и карбиды теряют связь с матрицей.

Оценить износостойкость сплавов можно по теории дисперсионного упрочнения материалов Орована [5] и Анселла-Ленела [6]. Из двух рассматриваемых теорий с экспериментами лучше согласуется последняя. По дислокационной модели Анселла-Ленела критерием пластической деформации матричной фазы, упрочненной карбидными частицами, является касательное напряжение:

$$\tau = (G \flat G^* / 2kx)^{1/2} + \tau_s, \quad (3)$$

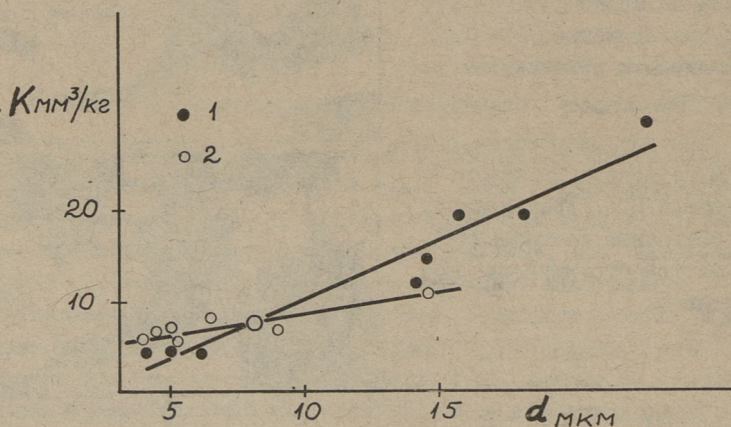
где  $G$  - модуль сдвига матричной фазы;

$\flat$  - вектор Бюргерса;

$G^*$  - модуль сдвига упрочняющей фазы;

$k$  - коэффициент пропорциональности;

$x$  - межкарбидное нормальное расстояние;  
 $\tau_s$  - касательное напряжение текучести неупрочненной матрицы (величина пренебрежимо малая).



Фиг. 3. Интенсивность изнашивания в зависимости от величины карбидного зерна: 1 - KХН10, 2 - KХН30.

Формула (3) была проверена экспериментально на сплавах KХН и КТНKH ( $TiC-Ni, Co, Cr$ ) (фиг. 4), которые показали прямолинейную зависимость между интенсивностью изнашивания и  $x^{1/2}$ , а также повышенную износостойкость карбидотитановых сплавов, благодаря более высокому модулю упругости.

Межкарбидные расстояния на фиг. 4 определены по формуле

$$x = d f_c / f_k, \quad (4)$$

где  $d$  - средняя величина карбидного зерна;

$f_c$  - объемное содержание связки;

$f_k$  - объемное содержание карбидов.

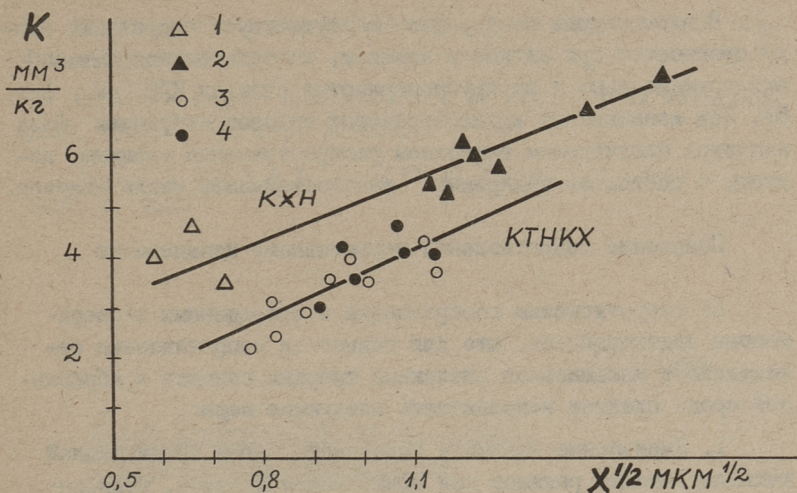
Заменяя расстояние "x" в формуле (3) отношением (4), получим:

$$\tau = [G \delta G^* f_k / 2 k d (1 - f_k)]^{1/2}, \quad (5)$$

откуда видно, что износостойкость можно повышать измельчением карбидного зерна и повышением их содержания в сплаве.

Сплавы, у которых  $d > d_{кр}$ , относятся к крупнозернистым. Износостойкость их всегда ниже мелкозернистых (фиг. 3) в связи с потерей протекторной способности карбидной фазы в





Фиг. 4. Интенсивность изнашивания в зависимости от нормального межкарбидного расстояния: 1 - КХН10, 2 - КХН30, 3 - КТНКХ30, 4 - КТНКХ40.

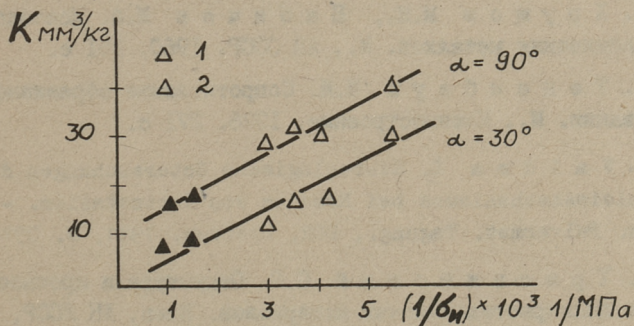
результате прямого (одним ударом) растрескивания. При этом износостойкость повышается с уменьшением карбидной фазы и увеличением содержания связки. При таком механизме изнашивания износостойкость можно оценить по теории Гриффитса [7] напряжением для распространения трещины при хрупком растрескивании карбидных зерен

$$\sigma = (2Er/\pi l)^{1/2}, \quad (5)$$

где  $E$  - модуль упругости;

$r$  - удельная работа пластической деформации;

$l$  - длина трещины.



Фиг. 5. Интенсивность изнашивания в зависимости от прочности: 1 - КХН10, 2 - КХН30.

В этом случае по формуле (5) существует корреляция между прочностью при изгибе и износом, которая подтвердилась экспериментально и на крупнозернистых сплавах КХН (см. фиг. 5). При изнашивании крупнозернистых сплавов матричная фаза является блокирующим веществом распространения трещины, поэтому с ростом ее содержания износостойкость увеличивается.

#### Повышение сопротивления селективному изнашиванию

По теоретическим соображениям и проведенным экспериментам подтвердилось, что для повышения сопротивления селективному изнашиванию спеченных твердых сплавов в абразивной среде следует использовать следующие меры:

1. Уменьшение величины карбидного зерна оптимизацией технологических режимов или применением добавок, тормозящих рост карбидного зерна при спекании.
2. Применение чистых карбидов или их твердых растворов с высоким модулем упругости.
3. Увеличение содержания карбидов в мелкозернистом сплаве ( $d < d_{кр}$ ) или связки в крупнозернистом сплаве ( $d > d_{кр}$ ).
4. Повышение модуля упругости связки применением легирующих или дисперсионно-упрочняющих добавок при полном смачивании, блокирующих движений дислокаций в связке или в межфазных границах.

#### Л и т е р а т у р а

1. Х р у щ о в М.М., Б а б и ч е в М.А. Исследование изнашивания металлов. М., АН СССР, 1960. 351 с.
2. Т е н е н б а у м М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М., Машиностроение, 1976. 271 с.
3. V a l d m a L. Stereologische Untersuchungen des Verschleissmechanismus bei Erosion von Hartmetallen. - VII Intern. Pulvermet. Tagung., DDR, Dresden, 1981, S. 051-062.
4. Т р е с в я т с к и й С.Г. Структура и прочность хрупких поликристаллических материалов. Киев, АН УССР, ИПМ, т. № 2 (71), 1971. 28 с.

5. O r o w a n E. Reports. Progress Physics, XII London, 1949, p. 185.

6. A n s e l l G.S., L e n e l E.V. - Acta Metallurgica, 1960, v. 8, N 9, p. 612.

7. G r i f f i t h A. - Phil. Trans. Roy. Soc. (A), 1921, p. 163.

L. Valdma

Selektivverschleiß der Sinterhartlegierungen im Abrasivmedium

Zusammenfassung

Im Artikel wird der Mechanismus des Selektivverschleißes von Hartlegierungen beschrieben. Die den Verschleißmechanismus bestimmende Gefügecharakteristik der Hartlegierungen ist die kritische Größe des Karbidkorns. Es werden einige theoretische Erwägungen der Bestimmung der Verschleißfestigkeit von den im Abrasivmedium arbeitenden Sinterhartlegierungen in Abhängigkeit von der kritischen Größe des Karbidkorns vorgetragen.



ПРОЧНОСТЬ КАРБИДОТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ,  
СЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СПЛАВАМИ ЖЕЛЕЗА

Опыт показывает, что применение известных стандартных сталей в качестве связки сплавов TiC-сталь часто не позволяет получить сплавы с оптимальными свойствами. Это обусловлено значительным влиянием состава связки на спекаемость.

Присутствие жидкой фазы в процессе спекания делает необходимым требование смачиваемости карбида титана жидкой сталью. Следовательно, первое условие, предъявляемое к составу связки: хорошее смачивание карбида. С другой стороны, тот факт, что связка полностью или частично расплавляется при спекании, приближает процесс жидкофазного спекания в некоторой степени к процессу плавки стали. Отсюда второе требование, предъявляемое к составу связки: содержание элементов, обеспечивающих раскисление стали и удаление или обезвреживание других вредных примесей, не ухудшающих при этом смачиваемость карбида. Исходя из указанных требований к составу связки можно ожидать различную спекаемость сплавов в зависимости от их состава.

В настоящей работе в программу исследования влияния легирования на свойства сплавов TiC-Fe были включены Cr, Ni, Mo и C. Эти легирующие элементы часто применяются в конструкционных и инструментальных сталях, а также в сплавах TiC-сталь.

О влиянии углерода известно, что необходимым условием смачивания TiC сталями является наличие углерода в расплавленной связке [1]. Для системы TiC-сталь установлено, что добавка углерода не ухудшает смачиваемость, а даже улучшает при содержании его в стали более 0,8 % [2].

Однако исследуя влияние состава связки на свойства сплавов TiC-сталь, авторы работы [3] сделали вывод, что уменьшение содержания углерода в стальной связке влечет за собой некоторое увеличение прочности на изгиб.

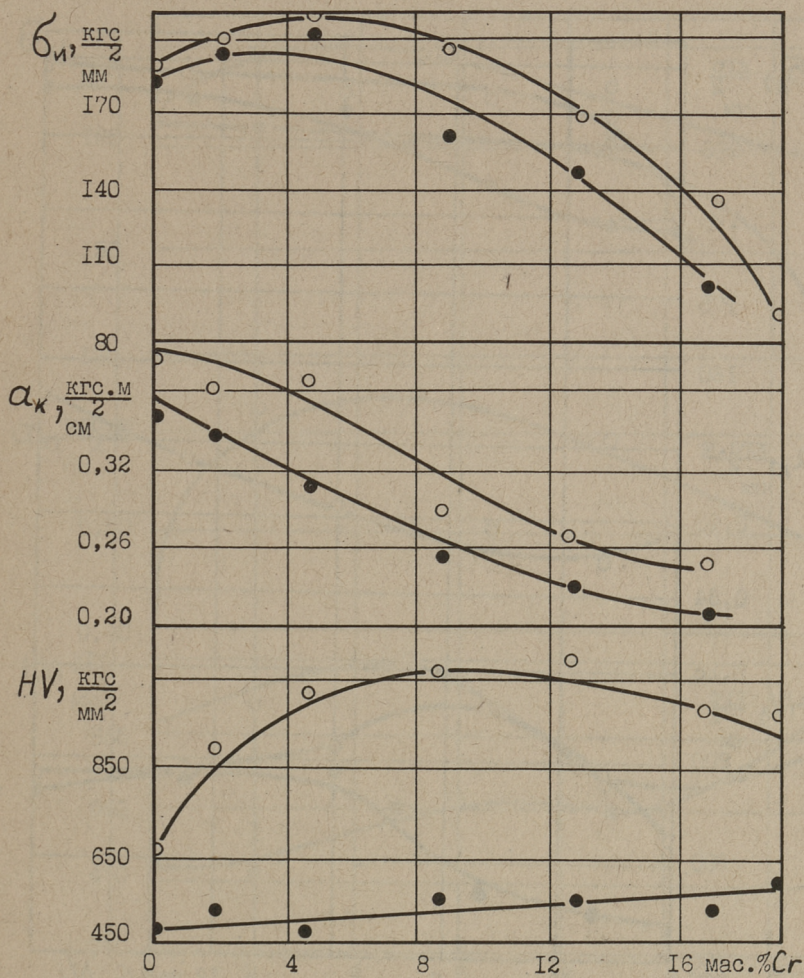
Сведения о влиянии хрома на свойства карбидотитановых твердых сплавов в литературе практически отсутствуют. По данным Р. Киффера и сотр. [4] применение хрома или карбида хрома в карбидотитановых твердых сплавах должно быть ограничено, поскольку введение  $>10\%$  Cr или  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  приводит к повышению твердости и хрупкости.

О влиянии молибдена известно, что вводят его в карбидотитановые твердые сплавы с целью улучшения смачиваемости карбида никелем [5, 6] или кобальтом [6]. Добавки молибдена, по данным [7], приводят к увеличению твердости и прочности при изгибе сплавов TiC-сталь X18Ni5.

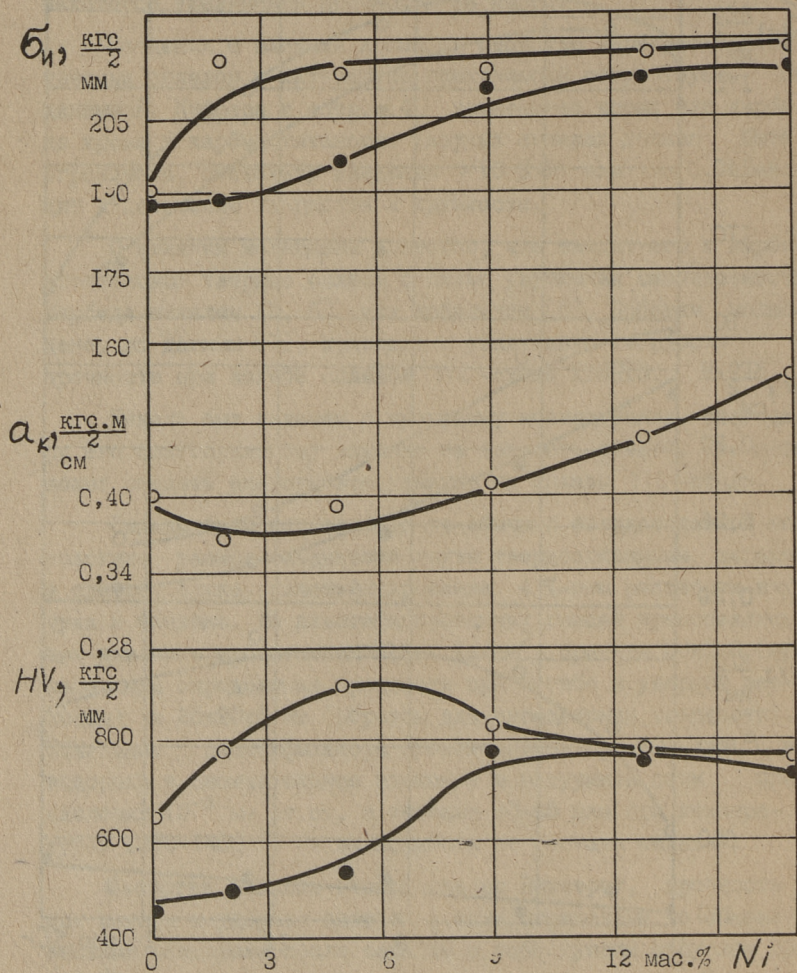
Никель был включен в программу исследования благодаря его благоприятному влиянию на вязкость сталей. От него можно ожидать аналогичное влияние на сплавы TiC-сталь.

Сплавы были изготовлены по обычной твердосплавной технологии: размол-смешивание шихты твердосплавными шарами в спирте, сушка, пластифицирование 4%-ным раствором каучука в бензине. Из пластифицированных смесей прессовались при давлении прессования  $1,5-2 \text{ Тс/см}^2$  брикеты  $50 \times 6 \times 6$  (образцы для определения прочности при изгибе и ударной вязкости) и  $25 \times 20 \times 6$  мм (образцы для определения твердости). Выжигание пластификатора производилось при  $700-750^\circ\text{C}$  в водороде и окончательное спекание в вакуумной печи при давлении  $10^{-3}$  мм рт.ст. в течение 40-45 мин при температурах  $1380-1450^\circ\text{C}$  (в зависимости от состава сплава).

Свойства сплавов (твердость по Виккерсу, прочность при изгибе и ударная вязкость) были определены по общеизвестным методикам после закалки с последующим отпуском при  $200^\circ\text{C}$ , а в некоторых случаях также после отжига. Закалка была произведена с экспериментально определенной для каждого сплава минимальной температуры, обеспечивающей получение максимальной твердости. Образцы перед термообработкой были отшлифованы со всех сторон до  $R_a < 0,63$  мкм.

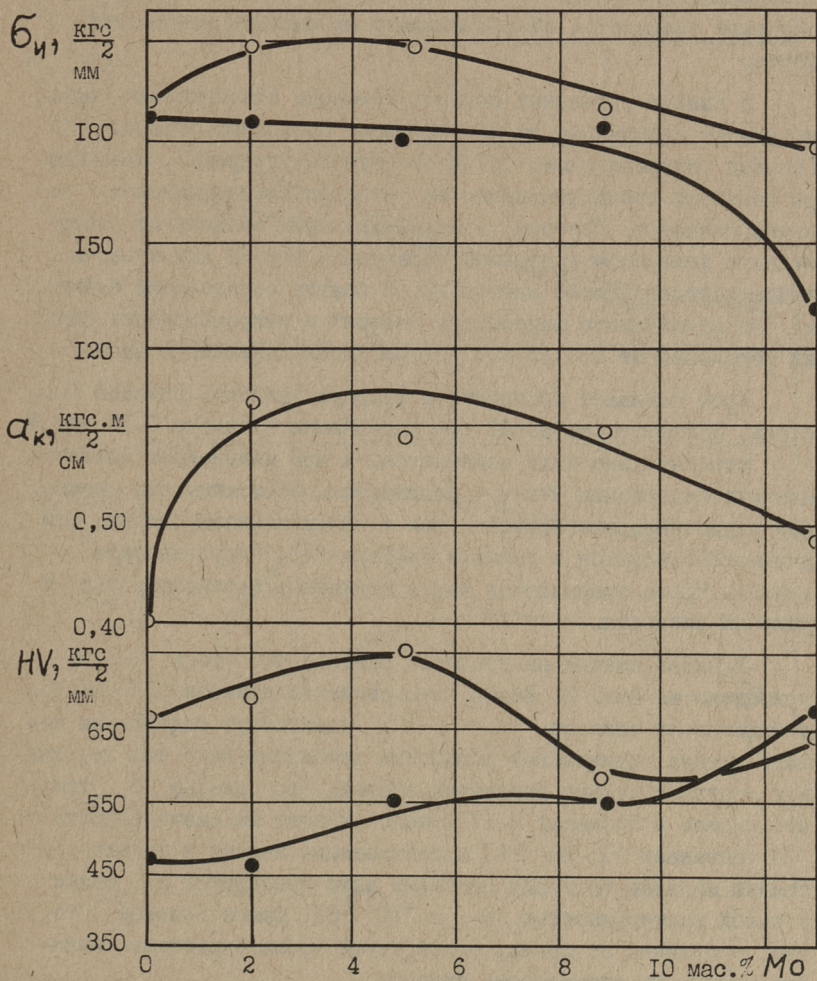


Фиг. 1. Влияние содержания хрома в связке сплавов с 40 мас. % TiC - 60 мас. % сплава Fe-Cr на прочность при изгибе, ударную вязкость и твердость: о - после закалки, ● - после отжига.



Фиг. 2. Влияние содержания никеля в связке сплавов с 40 мас. % TiC - 60 мас. % сплава Fe-Ni на прочность при изгибе, ударную вязкость и твердость: ○ - после закалки, ● - после отжига.





Фиг. 3. Влияние содержания молибдена в связке сплавов с 40 мас. % TiC - 60 мас. % сплава Fe-Мо на прочность при изгибе, ударную вязкость и твердость: o - после закалки, • - после отжига.

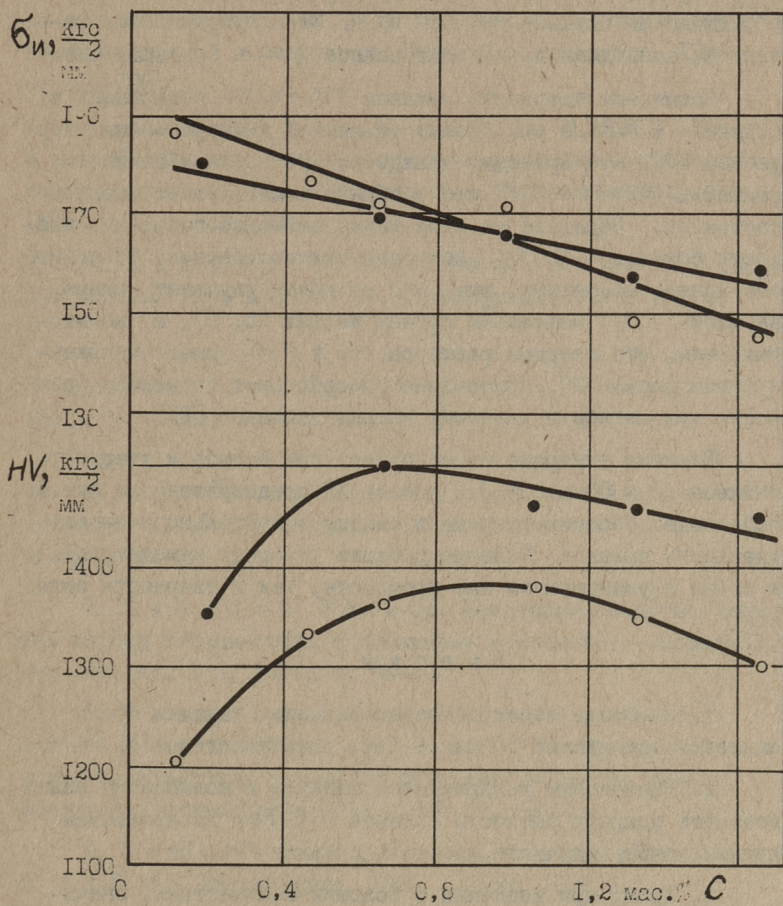
Результаты исследования влияния хрома на свойства сплавов 40 мас.% TiC-Fe приведены на фиг. 1. Только начиная с содержания 5 мас.% Cr в связке сплавы после закалки приобретают твердость, обеспечивающую им высокую износостойкость.

В связке изученных сплавов углерода относительно мало, поскольку специально он не вводился. Свободный углерод TiC (карбид содержал около 0,7 % свободного углерода), очевидно, расходуется преимущественно на восстановление окислов во время спекания. Поэтому в изученных нами сплавах из обедненного углеродом аустенита образуется бейнит или игольчатый малоуглеродистый мартенсит. В пользу образования бейнита или игольчатого мартенсита говорит и микротвердость связки (значения от 440 до 600 кгс/мм<sup>2</sup> после закалки в масло).

Хром понижает прочность и ударную вязкость сплавов TiC-сталь. Прочность на изгиб при содержании в связке 0-10 мас.% Cr относительно мало изменяется, а при дальнейшем увеличении его содержания быстро понижается. Объяснить это можно как ухудшением спекаемости, так и охрупчиванием связки. Эти данные согласуются с данными Киффера [4]. Охрупчивающее влияние хрома проявляется как в понижении прочности, так и ударной вязкости.

Влияние никеля на свойства сплавов 40 мас.% TiC-Fe приведено на фиг. 2. Видно, что свойства сплавов TiC-Fe-Ni, в отличие от сплавов TiC-Fe-Cr, зависят от содержания никеля и вида термической обработки приблизительно так же, как и у соответствующих никелевых сталей. Это связано с тем, что никель в пределах 2-17 % мало влияет на смачиваемость TiC сплавами Fe-Ni [8] и соотношение железа и никеля в связке сплавов во время спекания мало изменяется в связи с малой растворимостью Ni в TiC [8]. Самое главное то, что, в отличие от хрома, отсутствует неблагоприятное влияние никеля на спекаемость сплавов.

Влияние молибдена на свойства сплавов 40 мас.% TiC-Fe приведено на фиг. 3. Согласно [9] безуглеродистые сплавы Fe-Mo, содержащие > 3 мас.% Mo, являются уже ферритными. Низкая твердость после закалки сплавов, содержащих < 3 мас.% Mo в связке, может быть обусловлена, во-первых, тем, что около 50 % молибдена растворяется во время спекания в TiC



Фиг. 4. Влияние содержания углерода в связке сплавов с 40 и 50 мас. % TiC - сталь X9 на прочность при изгибе и твердость:  
 ○ - сплавы 40 мас. % TiC - сталь X9,  
 ● - сплавы 50 мас. % TiC - сталь X9.

[10], а во-вторых, тем, что связка сплавов содержит небольшое количество углерода, введенного в виде свободного углерода в TiC. Мало- и безуглеродистые сплавы Fe-Mo, в отличие от сплавов Fe-Cr и Fe-Ni, не упрочняются закалкой, если даже происходит полное  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение.

Повышение твердости сплавов TiC-Fe-Mo, содержащих в связке >9 мас.% Mo, можно объяснить дисперсионным твердением [9]. Это приводит к падению прочности и вязкости сплавов TiC-Fe-Mo, что особенно заметно в отожженном состоянии. Обращает на себя также внимание повышение вязкости сплавов TiC-Fe, легированных молибденом. Объяснить это можно, во-первых, тем, что молибден улучшает смачиваемость TiC металлами группы железа [5, 6], а во-вторых, тем, что твердые растворы Mo в TiC имеют пониженную твердость [5]. Последнее способствует повышению прочности при изгибе и вязкости твердых сплавов [11].

Влияние углерода на прочность при изгибе и твердость сплавов 40 и 50 мас.% TiC -сталь X9 представлено на фиг.4. Небольшие добавки углерода в связку значительно повышают твердость сплавов. Большие добавки углерода нежелательны в связи с уменьшением как прочности, так и твердости сплавов.

#### В ы в о д ы

1. Наиболее высокую твердость после закалки среди сплавов, содержащих 40 мас.% TiC, имеют сплавы TiC-Fe-Cr.
2. Правильным легированием никелем и молибденом можно повысить ударную вязкость сплавов TiC-Fe. Легированием хромом нельзя улучшить вязкость сплавов TiC-Fe.
3. Хром, при введении в больших количествах, значительно ухудшает спекаемость сплавов TiC -сталь.
4. Легированием углеродом можно в значительной мере увеличить твердость сплавов TiC -сталь, не понижая при этом существенно прочности.

#### Л и т е р а т у р а

1. Серед а Н.Н., К о в а л ь ч е н к о М.С.  
Магнитометрическое определение цементита в спеченных ком-

позициях карбид титана-железо и карбид титана-сталь. - Порошковая металлургия, № 9, 1967, с. 42-45.

2. Самсонов Г.В., Панасюк А.Д., Козина Г.К. Смачивание тугоплавких карбидов расплавленными металлами и сплавами. - В кн.: Физическая химия поверхностных явлений в расплавах. Киев, Наукова думка, 1971, с. 206-208.

3. Кипарисов С.С., Нарва В.К., Юрина Н.С. Влияние состава связки на свойства материалов карбид титана-сталь. - Изв. вузов. Цветная металлургия, 1975, № 4, с. 122-125.

4. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы. Пер. с нем., М., Металлургия, 1971. 392 с.

5. Moskowitz D., Humenik M. Cemented titanium carbide cutting tools. - Modern Develop. Powder Met., New York, Plenum Press, 1966, v. 3, p. 83-94.

6. Warren R. The wetting of the mixed carbide, 50<sup>w/o</sup> WC, 50<sup>w/o</sup> TiC by cobalt, nickel and iron and some of their alloys. - Internat. J. Powder Met., 1968, v. 4, N 1, p. 51-60.

7. Слепцов В.М. и др. Некоторые свойства керметов карбид титана-сталь с добавками молибдена. - Порошковая металлургия, № 8, 1974, с. 45-49.

8. Панасюк А.Д., Кюбарсепп Я.П., Дзыкович И.Я., Вальдма Л.Э. Контактное взаимодействие карбида титана со сплавами на основе железа. - Порошковая металлургия, № 4, 1981, с. 66-72.

9. Гудренон Э. Специальные стали. Пер с нем., т. I и II, М., Металлургия, 1959 - 1960. 1638 с.

10. Хавекотт В.Л. Керметы на основе карбида титана. - В кн.: Жаропрочные и коррозионностойкие металло-керамические материалы (сб. докл. на 2-м семинаре в Планзее, Австрия, 1956). М., Оборонгиз, 1959, с. 121-141.

II. Самсонов Г.В. и др. Безвольфрамовые твердые сплавы на основе двойных карбидов. - Порошковая металлургия, 1976, № 12, с. 37-41.

Strength of Ferrous Alloys Bonded with  
Titanium-Carbide Hard-Facing Alloys

Summary

The influence of such alloying elements as chromium, carbon, molybdenum and nickel on the bending strength, hardness and resilience of ferrous alloys bonded with titanium-carbide hard-facing alloys was investigated. It is pointed out that the use of standard steels as a bond for titanium-carbide alloys, is not always justified.

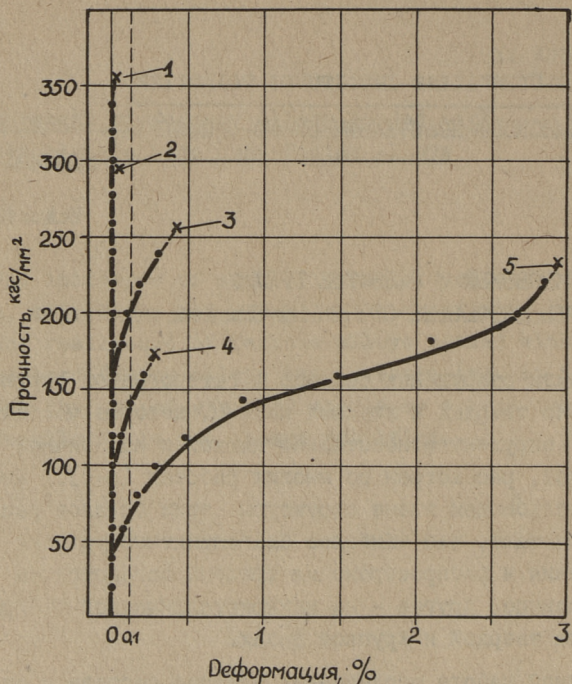
ВОЗНИКНОВЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН  
В КАРБИДОХРОМОВЫХ СПЕЧЕННЫХ СПЛАВАХ ПРИ СЖАТИИ

Механизм разрушения сплавов с гетерогенной структурой, состоящих из твердых и хрупких частиц, которые частично или полностью окружены относительно мягкой и пластичной связующей фазой, рассмотрен во многих работах [1-6]. Мнения авторов о слабеющем звене структуры этих сплавов расходятся. Одни считают, что наиболее благоприятные условия для возникновения и распространения трещины создаются на межфазовой границе, другие - на межкристаллической границе, третьи - на твердой и хрупкой фазах.

В данной работе исследовали влияние состава и структуры на прочность и механизм возникновения и распространения трещины при одноосном сжатии в одном из представителей гетерогенных сплавов - карбидохромовом спеченном твердом сплаве.

Прочность определяли на образцах диаметром 8 мм и высотой 14 мм. Торцы образцов шлифовались параллельными с точностью 0,005 мм. Нагружение вели на испытательной машине ИММ-20. Пуансоны были изготовлены из сплава ВК-8. Для уменьшения трения между торцами и пуансонами прокладывалась медная фольга толщиной 0,15 мм. Величину деформации определяли периодически после снятия нагрузки на оптиметре ИВВ-3 через каждое добавление 20 кгс/мм<sup>2</sup> напряжения.

Возникновение дефектов в структуре сплавов наблюдали на полированной поверхности призматических образцов 5 x 5 x 12 мм. Пористость сплавов 0,3...0,8 %. Структуру сплавов изменяли варьированием продолжительности жидкофазного спекания.



Фиг. 1. Прочность карбидохромовых спеченных сплавов в зависимости от состава и структуры сплава: 1 - КХН10,  $d_{cp} = 4,62$  мкм, 2 - КХН10,  $d_{cp} = 18,6$  мкм, 3 - КХН30,  $d_{cp} = 4,02$  мкм, 4 - КХН30,  $d_{cp} = 14,8$  мкм, 5 - КХН50,  $d_{cp} = 4,43$  мкм.

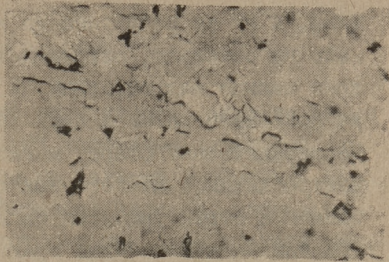
Одноосное сжатие — наиболее "мягкий" вид нагружения по сравнению с изгибом или растяжением, вследствие чего при испытании на сжатие полнее выявляются пластические свойства сплавов [6].

В малоникелевых сплавах с 10 % (по массе) никеля существует сплошной карбидный каркас, который принимает внешнюю нагрузку. Поскольку карбидная фаза пластически недеформируема, то такие сплавы разрушаются хрупко, без измеримой остаточной деформации (фиг. 1). В мелкозернистых сплавах со средней величиной карбидных зерен 4–6 мкм при нагружении до 95 % от разрушающего напряжения, микротрещин в сплаве не было обнаружено. Это приводит к мнению, что если где-то зародится микротрещина, то она не останавливается, а распространяется катастрофически. В таком случае прочность сплава определяется его способностью противостоять зарождению тре-

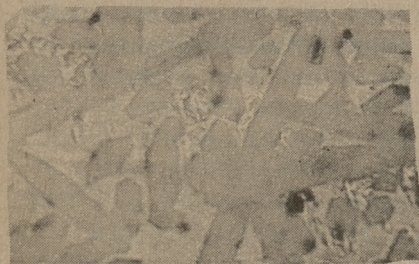




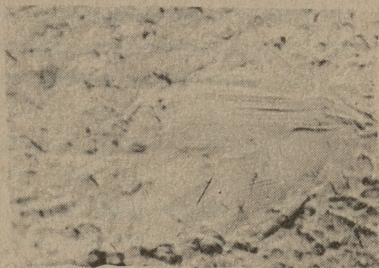
а)



б)



в)



г)



д)



ж)

Фиг. 2. Дефекты в структуре сплавов после деформирования. Объяснения в тексте.  $\times 900$ .

щины, а не ее развитием до критической длины Гриффитса. Однако на осколках, оставшихся после разрушения, были обнаружены мелкие микротрещины на межзеренных границах. Их длина не превышала размера двух-трех зерен (10-15 мкм). Очевидно, непосредственно старту магистральной трещины предшествует растрескивание межзеренных границ, как наименее прочного элемента структуры этих сплавов. Возможность возникновения трещины на межзеренных границах теоретически доказал В.А. Ивенсен [7]. Место старта магистральной трещины обнаружить не удалось. Можно предположить, что она является результатом медленного развития зародившейся незадолго до разрушения микротрещины, или слияния двух или более микротрещин, в результате чего ее или их общая длина превышает критическую длину  $l$ , получаемую из известной формулы Гриффитса [8]

$$l = \frac{E\gamma}{\pi\sigma_l^2}, \quad (I)$$

где  $E$  - модуль упругости сплава;

$\gamma$  - поверхностная энергия;

$\sigma_l$  - напряжение, нормальное к плоскости двумерной трещины длиной  $l$ .

Существование устойчивых микротрещин длиной до 15 мкм указывает на то, что критическая длина трещины должна в некоторой степени превышать этот размер. Вряд ли все существующие на осколках микротрещины возникают в момент старта магистральной трещины и останавливаются за счет разгрузки их последней. Установлено, что при изгибе в карбидовольфрамовых сплавах критической длиной трещины является 13 мкм [9].

В крупнозернистых малоникелевых сплавах со средней величиной карбидных зерен 15-20 мкм и в сплавах с неравномерной структурой первые микротрещины появляются на крупных карбидных зернах при напряжениях, составляющих около 50-60 % от разрушающего (фиг. 2а). Растрескивание крупных карбидных зерен может быть обусловлено двумя причинами: во-первых, большие зерна согласно уравнению Кнудсена сами слабее мелких

$$\sigma = KL_{cp}^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где  $\sigma$  - прочность зерен;

$L_{\text{ср}}$  - средний линейный размер зерен;

$K$  - коэффициент;

во-вторых, карбидный каркас имеет возможность большего упругого деформирования, чем отдельные карбидные зерна, из которых он состоит. При нагружении на больших карбидных зернах, препятствующих упругой деформации каркаса, возникают высокие локальные напряжения, которые при определенной внешней нагрузке превышают их теоретическую прочность, рассчитанную по формуле 2.

Обычно микротрещины, которые возникают на крупных карбидных зернах, проходят через все зерно и останавливаются на межфазовых или межзеренных границах. Остановка микротрещин вызвана, с одной стороны, понижением напряжений в локальном объеме в результате перераспределения нагрузки. С другой стороны, при выходе трещины из хрупкой карбидной фазы в пластическую никелевую связку напряжение в устье трещины  $\sigma_{\text{тр}}$  скачкообразно понижается за счет резкого увеличения радиуса кривизны устья  $r$  при почти неизменной длине трещины  $l$ , определяемой по уравнению Инглиса

$$\sigma_{\text{тр}} = 2\sigma\sqrt{\frac{l}{r}}, \quad (3)$$

где  $\sigma$  - среднее напряжение.

Дальнейшее распространение трещины возможно лишь после увеличения внешней нагрузки. Прочность таких сплавов также определяется не напряжением возникновения трещин, а способностью межзеренных и никелевых прослоек тормозить развитие микротрещин до критической величины Гриффитса.

Появление микротрещин при неразрушающих напряжениях ставит под сомнение некоторые положения о существующих в теле дефектах, определяющих прочность. Образование подобных дефектов (трещиноподобны) с острыми концами при жидкофазном спекании маловероятно. По крайней мере на поверхности шлифа таких дефектов размером более 15 мкм не наблюдается. В пользу присутствия в твердых сплавах до нагружения зародышевых трещин говорит зависимость предела прочности от пористости. Очевидно пористость оказывает влияние на распределение полей локальных напряжений и тем самым на развитие трещины до критической величины. Сами поры вряд ли

являются очагом начала развития трещины из-за большого значения  $\sigma$  в уравнении (3). По этой причине растрескивание крупных карбидных зерен гораздо опаснее.

В сплавах с 30 % никеля в некоторой степени существует еще карбидный каркас, который первоначально может принимать внешнюю нагрузку. При напряжении около 60-70 % от разрушающего он начинает разрушаться. Об этом свидетельствует появление микротрещин на границах зерен карбид-карбид (фиг. 2 б). При таких же напряжениях наблюдается измеримая остаточная деформация (см. фиг. 1). В никелевой фазе появляются своеобразные полосы дефектов, природа которых не совсем выяснена (фиг. 2 в). По-видимому, они являются следами выхода двойников на поверхность. В "островах" никелевой фазы прежде всего появляются двойники (фиг. 2 г).

При увеличении нагрузки количество микротрещин на межзеренных и межфазовых границах увеличивается, они сливаются и, наконец, образец разрушается хрупко. Магистральная трещина проходит по межзеренным и межфазовым границам, а также по никелевой фазе, огибая мелкие карбиды зерна.

В крупнозернистых сплавах того же состава заметная пластическая деформация также начинается после растрескивания карбидного каркаса. Первые микротрещины появляются на стыках карбидных зерен, а также на самих крупных зернах. На некоторых крупных карбидных зернах удалось наблюдать линии скольжения (фиг. 2 д). Очевидно, некоторые кристаллографические плоскости могут при благоприятном направлении внешней силы скользить относительно друг друга. До сих пор существовало мнение, что среди карбидов только карбид вольфрама способен к пластической деформации [10]. Способность карбидных зерен пластически деформироваться и этим релаксировать пиковые напряжения считается одной из причин столь высокой прочности карбидовольфрамовых спеченных сплавов.

Высший по углероду карбид хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  имеет орторомбическую кристаллическую решетку с высоким уровнем напряжения Пайерлса-Набарро. Поэтому, как правило, карбидные зерна не деформируются, а растрескиваются из-за неспособности зерен "приспосабливаться" друг к другу. Линии скольжения на отдельных зернах являются редким исключением. Но

и на них видно, что карбидное зерно, которое претерпело пластическую деформацию, само не растреснулось (не считая отделившихся маленьких осколков), а растреснулось соседнее зерно, не претерпевшее пластической деформации (см. фиг. 2 д).

Сплав с 50 % никеля не имеет карбидного каркаса и вся внешняя нагрузка принимается никелевой фазой, в которой вкраплено большое количество жестких карбидных частиц. Такой сплав напоминает дисперсноупрочненные сплавы.

Первые следы пластической деформации наблюдаются в никелевой фазе. Карбидные зерна препятствуют двойникованию и скольжению в никеле, вызывая искривление прямолинейной рис-ки (фиг. 2 ж). При увеличении напряжения, за счет потери пластичности никеля, очевидно, происходит механическое упрочнение сплава (см. фиг. 1). В результате взаимодействия двойников и линий скольжения с карбидными зернами и между собой возникают микротрещины на межфазовой границе и никелевой фазе. Их число увеличивается, и после их слияния некоторые из них теряют равновесие, вызывая разрушение образца. Растрескивания карбидных зерен не было обнаружено.

## В ы в о д ы

1. Механизм разрушения карбидохромовых спеченных сплавов при одноосном сжатии зависит от структуры и состава сплава.

2. Прочность карбидохромовых спеченных сплавов определяется способностью межзеренных границ или связующей фазы сопротивляться развитию трещины до критической величины, а не ее возникновением.

3. Наиболее вероятными очагами разрушения являются крупные карбидные зерна, которые растрескиваются в первую очередь. Технология изготовления спеченных сплавов должна избегать чрезмерного роста карбидных зерен.

## Л и т е р а т у р а

1. P a r i k h N.M. Cermets: modes of fracture and ship in cemented carbides. - J. Amer. Ceramic Society, 1957, 40, N 10, p. 335-339.

2. Креймер Г.С., Алексеева Н.А., Ваховская М.Р. О механизме разрушения металлокерамических твердых сплавов. - В сб.: Твердые сплавы, 1964, № 5, с. 161-172.

3. Герланд Д., Парих Н.М. Микроструктурные аспекты разрушения двухфазных сплавов. - В кн.: Разрушение, т. 7, М., Мир, с. 472-512.

4. Ивенсен В.А., Чистяков В.А., Эйдук О.Н. О зависимости прочности твердого сплава WC-Co от содержания кобальта. Сб. ВНИИТС, 1971.

5. Чапорова И.Н. Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. М., Металлургия, 1975, с. 248.

6. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М., Металлургия, 1971, с. 248.

7. Ивенсен В.А., Чистякова В.А., Эйдук О.Н. Исследование изменения свойств твердого сплава WC-Co при деформации и возврата этих свойств при отжиге. Сооб. П. - Порошк. металлургия, 1974, № 4, с. 28-35.

8. Griffith A.A. Phenomena of rupture and flow of solids. - Trans. Roy. Soc., 1920, A 221, 163-198.

9. Туманов В.И., Конюхова Л.А., Креймер Г.А., Эффективная поверхностная энергия и прочность хрупких сплавов WC-Co. ФММ. 1974. Вып. 4, т. 38, с. 841-849.

10. Самсонов Г.В. Прочность и пластичность тугоплавких соединений. - Неорг. материалы. 1973, 9, № 10, с. 1680-1686.

The Initiation and Propagation of Cracks  
in the Chromium-Carbide Sintered Hard  
Metal Alloys

Summary

The fracturing and plastic deformation of chromium-carbide hard metal alloys are studied.

In fine-grain alloys the first microcracks will initiate and propagate on the grain boundaries. In rough-grain alloys microcracks will initiate on the largest carbide crystals.

The strength of alloys depends on the capacity of the grain boundaries and cemented metal layers to resist the propagation of microcracks to a critical size necessary for rapid propagation.





УДК 621.762:669.018.25:546.26Г.821

В.А. Кудрявцев, Д.С. Аренсбургер

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ЗАТОЧКИ НА СТОЙКОСТЬ РЕЗЦОВ  
ИЗ СПЛАВА КТНХ20

Известно [1], что многие эксплуатационные свойства деталей машин – износостойкость, контактная жесткость, усталостная прочность – определяются контактным взаимодействием деталей. Этот процесс непрерывно связан с геометрией, физико-механическими свойствами сопрягаемых поверхностей и, следовательно, с технологией изготовления деталей.

Поведение поверхностных слоев неразрывно связано с их физико-химическими свойствами – глубиной и степенью наклепа (упрочнения), величиной и знаком остаточных напряжений, сопровождающих любые методы обработки деталей и приобретающих особое значение на финишных операциях технологического процесса.

Все сказанное в полной мере относится и к резцам. Поскольку основным механизмом износа резцов является адгезионный износ в результате трения обрабатываемого материала по задней поверхности, на стойкость резца большое влияние должен оказывать поверхностный слой, который формируется в процессе заточки резца алмазными кругами.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния способа заточки на формирование поверхностного слоя и стойкость резцов из сплава КТНХ20.

Сплав КТНХ20 на основе карбида титана с никель-кобальт-хромовой связкой, изготовленный в лаборатории порошковой металлургии ТПИ, имел прочность при изгибе  $\sigma_u = 110 \text{ кгс/мм}^2$ , твердость  $HV_5 = 1430 \text{ кгс/мм}^2$  и среднюю величину карбидного зерна  $d_\varphi = 2,6 \text{ мкм}$ .

При резании стали 45 ГОСТ 1050-70 на режимах:  $V = 100 - 210$  м/мин,  $s = 0,2-0,4$  мм/об и  $t = 1,2-2,5$  мм проходные резцы из КТНХХ20 показали стойкость, в 1,2-1,8 раз превышающую стойкость резцов на Т15К6 аналогичной геометрии. Резцы имели следующую геометрию:  $\alpha = \alpha_1 = 12^\circ$ ,  $\gamma - \gamma_1 = 13^\circ$ ,  $\varphi = 58^\circ$ ,  $\varphi_1 = 14^\circ$ ,  $\lambda = 6^\circ$ .

Заточку задней поверхности опытных резцов проводили на универсально-заточном станке ЗА64Д двумя методами: торцом и периферией алмазного круга при скорости 30 м/с без охлаждающей жидкости.

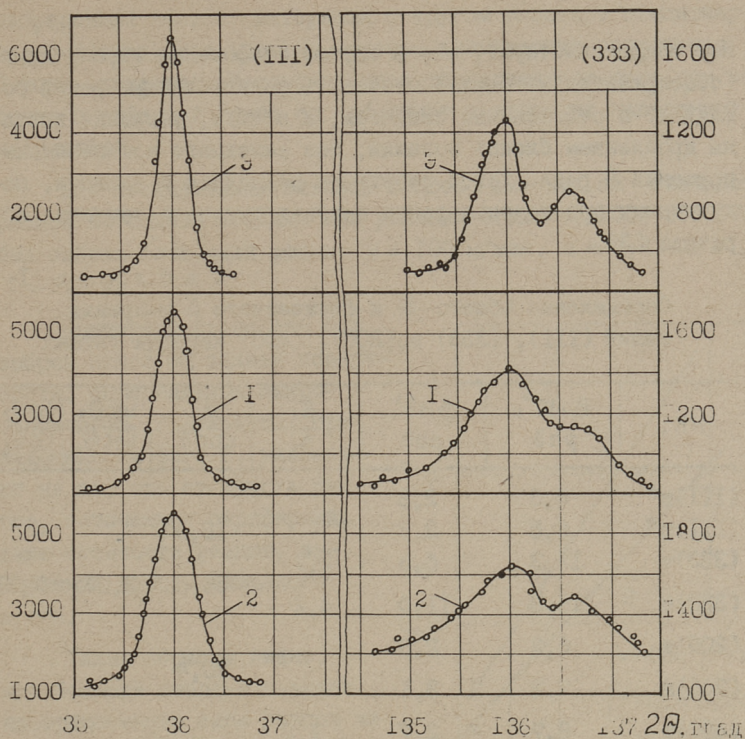
Оба алмазных круга имели одинаковые характеристики:  $\varnothing 100$  мм, связка - бакелит, концентрация алмазов - 100 %, зернистость 80/63.

Параллельно с резцами на тех же режимах шлифовались образцы  $5 \times 5 \times 20$  мм, которые подвергались исследованию на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 для выявления субструктуры карбида титана. Условия съемки:  $U = 26$  кВ,  $J = 15$  мА,  $\beta$ -фильтр,  $CuK_\alpha$ -излучение.

Анализ уширения линий проводили методом аппроксимации [2]. Кривые интенсивности для плоскости (111) решетки карбида титана на малых углах и для плоскости (333) на больших углах приведены на фиг. 1. Регистрация велась на цифropечатающем устройстве с числом сканирования  $0,01^\circ$ . Угловое положение максимумов линий (111) и (333), а также (200) и (400) карбидной фазы в сплаве устанавливалось съемкой образца из сплава КТНХХ20, медленно охлажденного после спекания и не подвергавшегося алмазному шлифованию. Этот же образец использовался в качестве эталона для учета влияния геометрических факторов на уширение линий шлифованных образцов. Междублетные расстояния для внесения поправок на немонохроматичность излучения определялись по формуле

$$\delta = 2 \frac{\lambda_{\alpha 2} - \lambda_{\alpha 1}}{\lambda_{\alpha 1}} \cdot \operatorname{tg} \theta. \quad (I)$$

Была проведена проверка соответствия опытных кривых интенсивности аналитическим функциям, которая показала, что они с достаточной точностью могут аппроксимироваться биквадратичной функцией вида



Фиг. 1. Кривые интенсивностей рентгеновских излучений для сплава КТНКХ20:  
1 - заточка торцом, 2 - периферией алмазного круга, Э - эталон.

$$y = \frac{1}{(1 + \alpha x^2)^2} \quad (2)$$

Поправочные коэффициенты для исправления экспериментальной ширины линий на дублетность и геометрические уширения были взяты из [2]. Расчет физических уширений кривых интенсивностей приведен в табл. I. Размер блоков и величину искажений кристаллической решетки вычисляли по формулам

$$D = \frac{\kappa \lambda}{m \cdot \cos \theta_1} \quad (3)$$

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{n}{4 \lg \theta_2} \quad (4)$$

В таблице приведены отношения физических уширений  $\beta(333)/\beta(\text{III})$  и  $\beta(400)/\beta(200)$ , а также отношения секансов и тангенсов углов отражения тех же линий. Эти дан-

ные свидетельствуют, что в случае шлифования торцом круга (общепринятая методика) отношение физических уширений совпадает с отношениями секансов, а значит, уширения вызваны дроблением блоков мозаики, без заметного изменения напряжений II рода. Такой результат совпадает с данными, полученными при использовании карбида титана в качестве абразива [3].

Т а б л и ц а I  
 Определение общего  $\beta$  и физического  $\beta$  уширения  
 линий (III), (333) и (200), (400) карбида титана

НКЛ	$\beta \cdot 10^3$ , рад	$\beta \cdot 10^3$ , рад	$\frac{\beta_2}{\beta_1}$	$\theta$ , град	$\frac{\sec \theta_2}{\sec \theta_1}$	$\frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1}$
(III)т*	6,3	2,3				
(III)п*	6,5	2,6	-	18,0	-	-
(333)т	13,3	6,3	2,7	68,0	2,57	7,71
(333)п	16,8	11,0	4,2			
(200)т	6,3	2,0		20,4		
(200)п	7,2	3,1				
(400)т	8,7	2,7	1,3	45,5	1,34	2,75
(400)п	11,0	6,0	1,9			

\* - т - торцевое, п - периферийное шлифование

При шлифовании периферией круга уширение линий связано не только с дроблением блоков мозаики, но и с изменением уровня напряжений II рода, что обычно присуще карбидам металлов Уа группы [4].

Расчет относительной микродеформации решетки карбида и величины блоков мозаики для заточки периферией круга, проведенный по паре линий (333) и (III), дал значения  $D = 0,06$  мкм,  $\frac{\Delta d}{d} = 0,5 \cdot 10^{-3}$ , совпадающие с характеристиками тонкой структуры, полученными при использовании карбида титана в течение часа и более в качестве шлифпорошков.

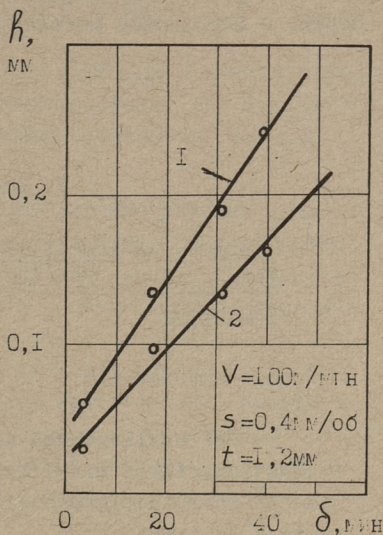
Разница в состояниях поверхностных слоев при заточке торцом и периферией алмазного круга заключается, по-видимому, в температурных режимах. При заточке торцом круга

непрерывный контакт материала с кругом вызывает стационарное температурное поле, в котором возникающие напряжения II рода снимаются. Нестационарное температурное поле при заточке периферией круга способствует сохранению наведенных напряжений.

Для исследования влияния способа заточки на стойкость резцов из сплава КТНКХ20 при резании стали 45 ГОСТ 1050-70 был выбран следующий режим:  $V = 100$  м/мин,  $s = 0,4$  мм/об,  $t = 1,2$  мм.

Критерием стойкости был выбран износ по задней поверхности, определяемый микроскопически. Результаты, приведенные на фиг. 2, указывают на то, что стойкость резцов, заточенных периферией, выше стойкости резцов, заточенных торцом алмазного круга.

Таким образом видно, что большая степень наклепа поверхностного слоя резцов из материала КТНКХ20 при заточке периферией алмазного круга (дробление блоков мозаики, напряжения II рода) повышают их износостойкость в условиях резания, по сравнению с традиционной схемой заточки торцом круга.



Фиг. 2. Влияние схемы заточки на стойкость резцов из КТНКХ. 1 - заточка торцом, 2 - периферией алмазного круга.

### Л и т е р а т у р а

1. Рыжов Э.В. Технологические методы повышения износостойкости. - Трение и износ, 1980, т. I, № I, с. 137-149.

2. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический анализ металлов. М., Металлургия, 1963, 122 с.

3. Самсонов Г.В., Тимофеева И.И., Рогозинская А.А. и др. Рентгенографическое исследование карбидов переходных металлов, используемых в качестве абразивов. - Неорганические материалы, 1976, т. 12, № 8, с. 1387-1390.

4. Самсонов Г.В., Тимофеева И.И., Клочков Л.А. Исследование субструктуры деформированных карбидов переходных металлов в области их гомогенности. - Порошковая металлургия, № 11, 1961, с. 66-69.

V. Kudrjajtsev, D. Arensburger

Einfluß des Anschliffverfahrens auf die  
Standzeit der Drehmeißel aus KТНКХ-20-  
Legierung

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden der Einfluß des Diamantschleifens mit Mikrospannungen auf das Titankarbid und die Schneideeigenschaften der Titankarbidlegierungsplatten bestimmt.

Д.С. Аренсбургер, Ю.Ю. Пирсо

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ  
КАРБИДОХРОМНИКЕЛЕВОЙ СМЕСИ ПРИ РАЗМОЛЕ

Приготовление смесей порошков карбидов с цементирующим металлом является одной из основных операций, от которой в значительной степени зависят свойства спеченных твердых сплавов.

В данной работе исследовалось влияние условий размола на кинетику и механизм измельчения карбида хрома, никеля и их смесей. Размол вели в шаровых мельницах с барабанами объемом 1 и 3 л в этиловом спирте, ацетоне, дистиллированной воде и всухую. Интенсивность размола варьировалась соотношением шары:смесь и составляла 2,5:1, 5:1 и 10:1. Скорость вращения барабанов - 60 % от критической. Коэффициент заполнения барабанов - 0,4. Футеровка барабанов и размольные шары - из сплава ВК6. Средний диаметр размольных шаров -  $9 \pm 1$  мм. Пробы весом 10 г брались через 0,5; 1; 3; 6; 12; 24; 48 и 96 часов.

Исходными порошками являлись по углероду высший карбид хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) с удельной поверхностью -  $0,8 \text{ м}^2/\text{г}$  и электролитический никель (ПНЭ-1) с удельной поверхностью  $0,36 \text{ м}^2/\text{г}$ . Частицы карбида хрома имеют относительно круглую форму с гладкой поверхностью. Частицы никеля имеют развитую поверхность. Для измерения удельной поверхности использовали усовершенствованный прибор "Сорбтометр" ЕМ-31, сконструированный и изготовленный в СКБ АН ЭССР. Измерение производилось методом тепловой десорбции азота (расчет по графику БЭТ).

Рентгенографические исследования проводились на дифрактометре ДРОН-2 в  $\text{CrK}_\alpha$  излучении.

Процесс измельчения заключается в разрушении твердых частиц последовательной серией механических воздействий. Выбор измельчителей и оптимальных режимов их работы все еще является эмпирическим. Теория пока носит лишь качественный характер и ее задачей является установление взаимосвязи между дисперсностью порошка, физико-химическими и механическими характеристиками его частиц, затратами энергии и параметрами мельницы.

Кинетика измельчения порошков карбидохромо-никелевой смеси зависит от многих факторов, таких как: состав смесей, соотношение шары: смесь, среда и т.д. (табл.).

В настоящее время известно несколько экспериментально найденных законов измельчения, каждый из которых справедлив только в узкой области дисперсности порошка. Они обычно выражают прирост удельной поверхности  $S - S_0$  в виде некоторой временной функции  $f(t)$ . Наиболее известны следующие зависимости:

$$S - S_0 = kt \quad \text{закон Риттингера} \quad (1)$$

$$\sqrt{S} - \sqrt{S_0} = kt \quad \text{закон Бонда} \quad (2)$$

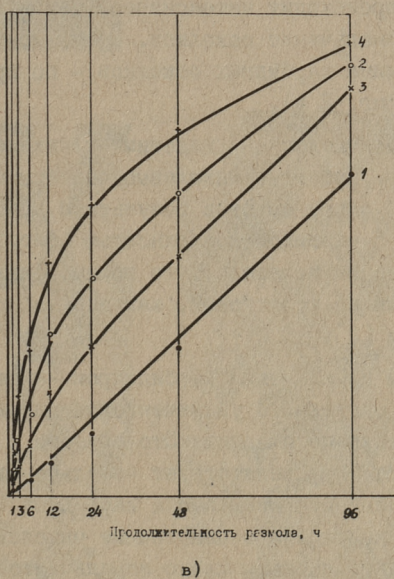
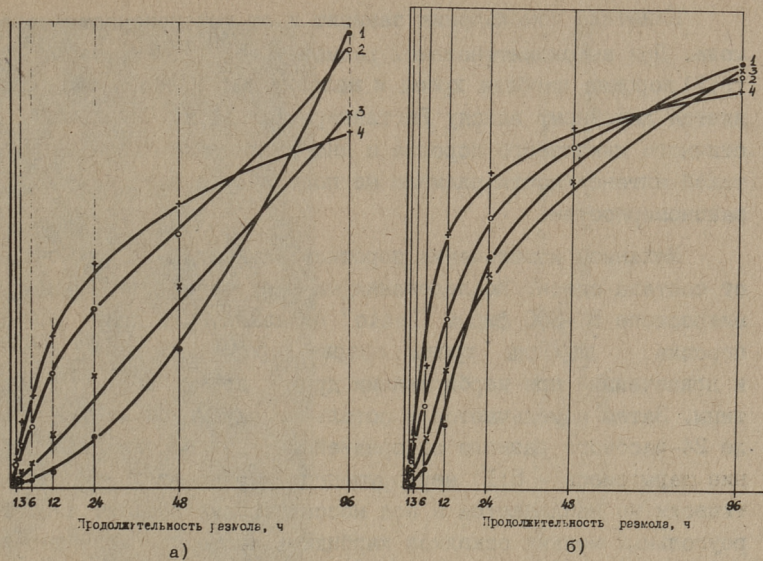
$$S^2 - S_0^2 = k^2 t \quad \text{закон Экснера-Фишмейстера} \quad (3)$$

$$\log S - \log S_0 = kt \quad \text{закон Кика} \quad (4)$$

В данной работе проверили применимость вышеприведенных формул к кинетике измельчения порошков хрома, никеля и их смесей. Оказалось, что при размоле порошка карбида хрома и малоникелевой смеси изменение удельной поверхности подчиняется закону Экснера и Фишмейстера [1]. Экспериментальные точки достаточно точно ложатся на прямую линию (фиг. 1 а).

Увеличение удельной поверхности при размоле порошка никеля и многоникелевой смесей с 30 и 50 % никеля не подчиняется вышеприведенным законам (фиг. 1 б). Попытки найти такую формулу, которая была бы пригодна для описания процесса измельчения пластичных материалов, оказались неудачными. Главной причиной этого, как далее будет показано, является то, что измельчение пластичных материалов сопровождается агрегированием, приводящим к столь значительному искажению результатов, что какая-либо разумная их трактовка без учета этого факта становится невозможной.





Фиг. 1. Закономерности изменения удельной поверхности от времени и интенсивности размола:  
 а - карбид хрома, соотношение шары: смесь - 5:1,  
 б - никель, -"- - 10:1,  
 в - карбид хрома -"- - 10:1.

Кинетика измельчения зависит и от интенсивности размола. При высокоинтенсивном размоле (соотношение шары:смесь 10:1) порошка карбида хрома и малоникелевой смеси она подчиняется линейному закону Риттингера (фиг. 1 в). Измельчение пластичного никелевого порошка и многоникелевой смеси и при такой интенсивности размола не подчиняются вышеприведенным закономерностям.

Механизм измельчения порошков зависит, в первую очередь, от состава смеси. Исследования на растровом электронном микроскопе В-300 фирмы "Tesla" показали, что при размоле порошка карбида хрома сперва разрушаются крупные и припеченные при карбидизации друг к другу карбидные частицы. Затем измельчаются и остальные карбидные частицы. После 24-часового размола со средней интенсивностью (соотношение шары:смесь - 5:1) неразрушенных карбидных частиц практически не наблюдается и вся масса порошка состоит из остроугольных мелких осколков карбидных частиц. В этом периоде измельчение происходит интенсивнее, чем в дальнейшем, когда происходит измельчение осколков. После 96-часового размола средняя величина карбидных осколков - по прямому измерению - 0,12 мкм (фиг. 2 а).

Механизм измельчения пластичных никелевых частиц имеет иной характер. Губчатые никелевые частицы практически не измельчаются, а принимают в результате дробления шарами чешуйчатый вид с развитой поверхностью (фиг. 2 в). Рентгеновские исследования показали, что полиморфных превращений при размолу никеля не происходит, как это наблюдается при размолу кобальта [2].

Механизм измельчения карбидохромо-никелевой смеси зависит от его состава. С увеличением содержания никеля эффект измельчения понижается. Это связано с тем, что никель, не измельчаясь, препятствует измельчению карбидных частиц. В начальной стадии размола карбидные частицы и их мелкие осколки внедряются в пластичные никелевые частицы. Внедренные карбидные частицы плохо измельчаются из-за демпфирующего эффекта пластичного никеля, даже после 96-часового размола можно найти неразрушенные карбидные частицы в смесях с 30 и 50 % никеля (фиг. 2 б). Сравнение удельной поверхности карбида хрома, полученного при размолу без нике-



а)



б)



в)

Фиг. 2. Морфология частиц после 96-часового размола:  
а - карбид хрома, х5500,  
б - смесь 50 % карбида хрома и 50 % никеля, х5500,  
в - никель, х2000.

ля и с 10 % никеля, который затем был вытравлен, показало, что удельная поверхность чистого порошка карбида хрома на всех стадиях размолла в среднем на 30 % выше, чем у порошка, размолотого вместе с никелем. Рентгеновские исследования также подтвердили, что уширение дифракционной линии происходит интенсивнее на порошке, размолотом без добавки никеля.

Пока еще неизвестно, какую роль играют неразрушенные карбидные частицы при последующем спекании и образовании структуры сплава. Возможно, что они на фоне мелких осколков являются зародышами аномального роста карбидных зерен, которые наблюдаются в карбидохромовых сплавах, изготовленных из высокодисперсной смеси.

Интенсивность размолла, которая выражается весовым соотношением шары:смесь, оказывает существенное влияние на измельчение твердых хрупких тел. Она определяет толщину прослоек смеси между перекатывающимися шарами. С уменьшением соотношения шары: смесь утолщаются прослойки смеси и этим увеличивается их демпфирующий эффект. В результате этого энергия соударения шаров может уменьшиться настолько, что ее станет недостаточно для разрушения карбидных частиц и вся полученная ими энергия рассеивается. Однако, как показали электронно-микроскопические исследования, при всех исследуемых соотношениях шары:смесь происходит прямое разрушение карбидных частиц (кроме тех, которые вбиты в никелевые частицы). В таком случае прирост удельной поверхности зависит от количества ударов и он тем больше, чем интенсивнее размол.

Правильное соотношение шары:смесь имеет большое практическое значение, так как лишняя интенсивность размолла приводит к дополнительной затрате энергии на тепло, вызывает интенсивное изнашивание шаров и загрязнение смесей. Слишком малая интенсивность приводит к необоснованному увеличению процесса размолла.

Размол с соотношением шары:смесь 5:1, очевидно, является близким к оптимальному для карбидохромо-никелевой смеси. Установлено, что наилучшими эксплуатационными свойствами обладают сплавы, полученные из смеси с удельной поверх-

ностью 3-4 м<sup>2</sup>/г [3]. Такую удельную поверхность имеют смеси, размолотые около 2-3 суток с соотношением 5:1.

Действие среды, применяемой в мокром размоле, может быть разнообразно и зависит, в первую очередь, от поверхностного натяжения и вязкости жидкости. Жидкость, проникая в микрощели, может вызвать изменение конфигурации вершины трещины и в результате этого изменяется прочность частицы. Кроме того, как показано в работе [4], все применимые при мокром размоле жидкости в большей или меньшей мере вызывают гидролизацию размалываемых карбидов, приводя к обеднению их углеродом.

Проникающая способность жидкости зависит от ее поверхностной энергии  $\sigma$  и вязкости  $\eta$ . Для эксперимента были выбраны этиловый спирт ( $\sigma = 23$  эрг/см<sup>2</sup>,  $\eta = 0,122$  кгс/м.с), ацетон ( $\sigma = 22$  эрг/см<sup>2</sup>,  $\eta = 0,337$  кгс/м.с) и дистиллированная вода ( $\sigma = 111$  эрг/см<sup>2</sup>,  $\eta = 0,105$  кгс/м.с). Количество жидкости во всех экспериментах составляло 0,5 л на 1 кг смеси. Для сравнения вели и сухой размол.

Результаты эксперимента показали, что мокрый размол оказался более эффективным, чем сухой (см. табл.). Это можно объяснить эффектом Ребиндера, согласно которому адсорбция поверхностно-активных веществ из внешней среды в отсутствие заметного химического взаимодействия может значительно понизить предел прочности, облегчая диспергирование хрупких тел.

Кинетика размола в среде этилового спирта и ацетона практически одинакова. Следовательно, вязкость жидкости не играет решающей роли в процессе измельчения. Резкое увеличение удельной поверхности после кратковременного помола в дистиллированной воде можно объяснить окислением компонентов смеси с последующим измельчением рыхлого окисла. Дополнительные опыты показали, что получасовое смешивание (без размольных тел) в дистиллированной воде порошка карбида хрома и никеля приводят к двухкратному увеличению удельной поверхности (1,5 и 0,9 м<sup>2</sup>/г соответственно). Очевидно, одновременное окисление и механическое воздействие способствуют ускоренному истиранию рыхлой окисной пленки в первом периоде размола.

## Т а б л и ц а I

Удельная поверхность смесей КХН, м<sup>2</sup>/г

Тип барабана	Большой барабан						Маленький барабан						
	Спирт						Спирт						
Среды	КХ	КХН10	КХН30	КХН50	Н	КХН10	КХН10	КХН10	КХН10	КХН10	КХН10	Вода	Воздух
Смесь Шары:	5:1	5:1	5:1	5:1	5:1	5:1	2,5:1	5:1	10:1	5:1	5:1	5:1	5:1
I	2	3	4	5	6	6	7	8	9	10	11	12	12
0,5	0,85	0,82	0,8	0,62	0,4	0,4	0,78	0,8	0,9	0,8	1,52	0,92	
I	1,0	0,92	0,81	0,65	0,42	0,42	0,85	0,9	1,1	0,85	1,73	0,94	
3	1,30	1,16	0,85	0,78	0,45	0,45	1,1	1,15	1,3	0,93	2,57	1,0	
6	1,66	1,22	1,18	1,15	0,72	0,72	1,15	1,20	1,6	1,15	2,95	-	
12	2,60	1,90	1,80	1,95	1,05	1,05	1,38	1,54	2,05	1,72	3,2	-	
24	3,42	3,03	3,05	3,08	1,22	1,22	1,62	2,52	4,75	2,75	3,5	-	
48	5,05	4,80	4,5	4,2	1,82	1,82	2,45	3,5	7,9	3,9	4,1	-	
96	8,02	6,0	5,3	4,9	2,93	2,93	3,35	4,5	14,3	4,9	5,1	-	

Объем барабана (I и 3 л) не оказывает существенного влияния на прирост поверхности в начальной стадии размола (до 24 ч), когда происходит растрескивание исходных карбидных частиц (см. табл. I). Существенная разница возникает только на второй стадии размола (после 24 ч). По-видимому, в большом барабане энергия перекатывающихся шаров выше, чем в маленьком, в результате чего интенсивность измельчения осколков карбида при продолжительном размоле на 20-25 % выше.

### В ы в о д ы

1. При размоле КХН смесей происходит шаржирование относительно крупных никелевых частиц слабоизмельченными осколками карбида хрома. В результате демпфирующего действия никеля в размолотой смеси всегда присутствует некоторое количество крупных частиц карбида; тем большее, чем выше содержание никеля в смеси.

2. Рост удельной поверхности порошка, содержащего до 10 % никеля, при размоле может быть описан формулой Экснера-Фишмейстера  $S^2 - S_0^2 = k^2 t$  при большем содержании никеля ни одна из известных временных зависимостей поверхности порошка при размоле не является справедливой из-за агрегирования металлической связи.

### Л и т е р а т у р а

1. E x n e r H. E., F i s c h m e i s t e r H. F. Ein Zeitgesetz für die Zerkleinerung von Wolframkarbid. - Planseeber Pulvermetallurgie, 1966, 14, Nr. 1, S. 3-14.

2. D a w i n l W. Handbook of Hard Metals. London, 1955, p. 59-62.

3. П и р с о Ю. Ю., В а л ь д м а Л. Э. Влияние режимов размола на дисперсность смеси карбида хрома и никеля и ее активность при спекании. - В сб.: Спеченные износостойкие материалы, М., Metallurgia, 1977, (МИСиС. Сб. № 99), с. 8-12.

4. О р д а н ь я н С. С., С а в е л ь е в Г. А., К р а в ч и к А. Е., Н е ш п о р В. С. Влияние помола в различных средах на состав и некоторые свойства карбида ниобия. - Порошковая металлургия, 1977, № 2, с. 23-28.

The Kinetics and Mechanism of Milling  
Chromium-Carbide and Nickel Powder

Summary

A description of the processes occurring during the wet milling of nickel and chromium powders has been given.

For grinding hard metal powder mixtures a number of empirical laws were proposed, but these did not yield good agreement with experimental results. However, the Exner and Fischmeister Law expresses the crushing behaviour of chromium-carbide powder.

The most apparent effects of the milling are:

- a) breaking up the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  powder and deforming the nickel without evidently reducing it much inside;
- b) causing grains of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  to be pressed into the larger shapeless Ni grains.



УДУ 620.178.167:621.762

Л.И. Фрайман, П.К. Каллас

О ВЛИЯНИИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА  
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОРОШКОВЫХ ЖЕЛЕЗОХРОМИСТЫХ СПЛАВОВ  
В ГИДРОАБРАЗИВНОЙ СТРУЕ

Опыт применения распылителей механических мазутных форсунок из порошковых железохромистых композиций на Березовской ГРЭС, Ириклинской ГРЭС, Новочебоксарской ТЭЦ-3 и ряде других тепловых электростанций показал, что порошковые стали, упрочняемые химико-термической обработкой, могут успешно использоваться в условиях гидроабразивного износа и термоусталостного разрушения. Свойства изделий из этих материалов в данных условиях эксплуатации в значительной мере определяются технологией их изготовлений. Однако эти вопросы изготовления изучены до сих пор еще недостаточно.

В работах [1, 2] исследовались процессы гидроабразивного износа порошковых сталей в зависимости от их структуры и физико-механических свойств.

Целью данной работы является детальное изучение влияния остаточной пористости, обусловленной технологией изготовления порошковых композиций, выявление характера влияния легирующих добавок и диффузионного поверхностного упрочнения на поведение спеченных материалов в гидроабразивной струе.

Исследование гидроабразивной износостойкости порошковых сталей проводилось на установке и по методике, описанной в работе [3]. Легирование хромом и медью порошковых сталей осуществлялось путем введения в шихту хромосодержащего порошка Х30 и медного порошка марки ПМС-1. Содержание хрома изменялось от 10 до 14 % по массе, меди - от 1 до 3 % (табл. 1).

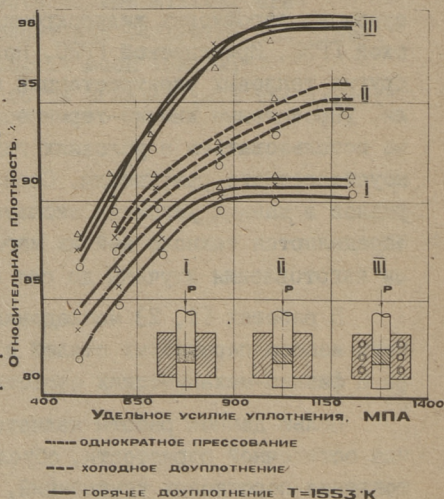
Т а б л и ц а    I  
Химический состав исследуемых порошковых сталей

Марка стали	Содержание компонентов, мас. %		
	хром	медь	железо
ЖХ10Д1	10	1,00	89
ЖХ10Д3	10	3,00	87
ЖХ12Д2	12	2,00	88
ЖХ14Д1	14	1,00	85
ЖХ14Д3	14	3,00	83

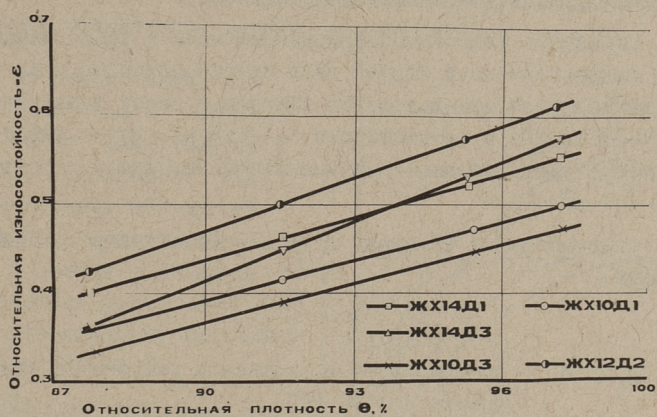
Методами прессования, холодного и горячего доуплотнения изготавливались образцы с различной величиной относительной плотности, которые затем упрочнялись химико-термической (ХТО) или термической (ТО) обработкой. В качестве ХТО применялась цементация с последующей закалкой и отпуском. ТО состояло из закалки и отпуска идентичными, применяемым в ХТО. Режимы ХТО и ТО для железохромистых порошковых сталей и составы насыщающих смесей выбирались в соответствии с рекомендациями [4].

В работе [5] отмечалось, что легирование медью оказывает положительное влияние на уплотняемость порошковых композиций. Проведенные нами исследования влияния меди на уплотняемость порошковых железохромистых композиций (фиг. 1)

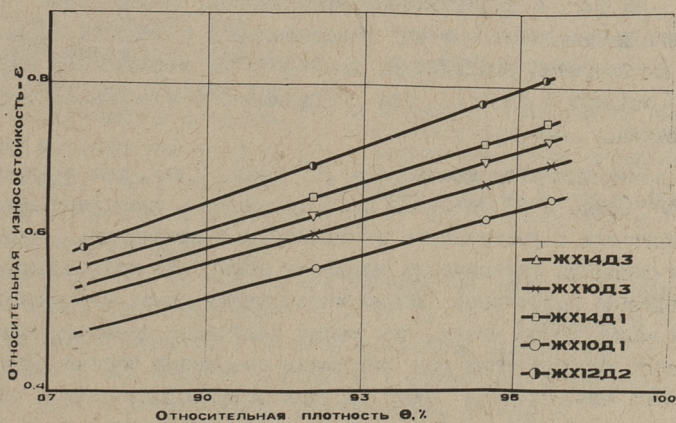
показали, что положительный эффект достигается в большей мере при прессовании и холодном доуплотнении, чем при горячем доуплотнении. В целом количество меди целесообразно вводить в шихту не более 2% по массе, так как она является



Фиг. 1. Зависимость плотности композиции Fe-Cr-Cu с различным содержанием меди от давления уплотнения при: I - прессования, II - холодном доуплотнении, III - горячем доуплотнении; O - 0% Cu, X - 1% Cu, Δ - 2% Cu.



а)



б)

Фиг. 2. Изменение относительной объемной износостойкости от плотности порошковых композиций при различных углах атаки:

а)  $\alpha = 30^\circ$ , б)  $\alpha = 90^\circ$ .

некарбидообразующим элементом и снижает количество карбидов при последующей ХТО в поверхностном слое.

Образцы с различным содержанием меди и хрома изнашивались гидроабразивной струей воды со скоростью 80 м/с, в качестве абразива использовался кварцевый песок твердостью 11000–12000 МПа и зернистостью 0,1–0,3 мм. Износ определяли по потере массы образцов на аналитических весах с погрешностью 0,1 мг.

Относительная объемная износостойкость определялась по формуле:

$$\varepsilon = \frac{G_3 \cdot \rho}{\rho_3 \cdot G},$$

где  $G_3$  и  $\rho_3$  – потеря массы и плотность эталонного образца (сталь 45 HV 200),

$G$  и  $\rho$  – потеря массы и плотность исследуемого образца.

Образцы изнашивались в гидроабразивной струе при углах атаки 30 и 90°.

На фиг. 2 представлены зависимости, описывающие изменение износостойкости от относительной плотности образцов из исследуемых композиций, подвергнутых термической обработке (закалка + отпуск) без диффузионного поверхностного насыщения.

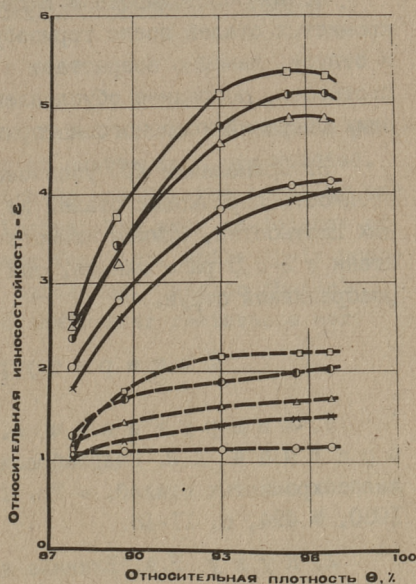
Как при угле атаки  $\alpha = 30^\circ$  (фиг. 2 а), так и при  $\alpha = 90^\circ$  (фиг. 2 б) объемная износостойкость пропорционально возрастает с увеличением относительной плотности, причем эта линейная зависимость является общей для всех марок исследуемых материалов. Более интенсивный износ наблюдается при малых углах атаки, что можно объяснить доминирующим процессом микрорезания под действием кварцевых частиц. Исследуемые композиции в силу высокой макронедефектности плохо сопротивляются воздействию гидроабразивной струи и их относительная износостойкость в 1,5–3,0 раза меньше эталона. При увеличении угла атаки их износостойкость увеличивается, но не достигает значения эталона. Увеличение содержания хрома оказывает более заметное влияние на износостойкость, чем увеличение содержания меди при применявшихся углах атаки.

Упрочнение поверхности образцов исследуемых сталей диффузионным насыщением углеродом с последующей закалкой и отпуском существенно меняет характер износа (фиг. 3).

Отношение между износостойкостью и плотностью носит нелинейный характер. Наблюдается также увеличение износостойкости при повышении плотности, причем наибольшие ее значения достигаются при относительной плотности более 93-94 %.

Следует отметить, что при малых углах атаки износостойкость порошковых цементированных сталей в 2-2,5 раза превосходила аналогичную при  $\alpha = 90^\circ$ . Это можно объяснить тем, что содержащиеся в поверхности образцов карбиды менее чувствительны к скользящему воздействию кварцевых частиц, чем к раскалывающему воздействию последних при лобовом ударе гидроабразивной струи. Увеличение содержания хрома в порошковых цементированных композициях с 10 до 12-14 % приводит к увеличению износостойкости во всем интервале исследованных плотностей, что следует объяснить увеличением содержания карбидной фазы в изнашиваемых поверхностях образцов.

Таким образом, применение диффузионного насыщения углеродом порошковых хромистых сталей с последующей термообработкой делает их менее чувствительными к процессам микрорезания при малых углах атаки и повышает гидроабразивную износостойкость этих материалов в 4-5 раз по отношению к эталону стали 45.



Фиг. 3. Зависимость относительной износостойкости порошковых композиций, упрочненных химико-термической обработкой, от плотности. Обозначения точек те же, что и на фиг. 2.  $\alpha = 30^\circ$  (—),  $\alpha = 90^\circ$  (---)

## В ы в о д ы

1. Легирование 1-2 % меди увеличивает уплотняемость хромистых сталей при прессовании и холодном доуплотнении.

2. Износостойкость в гидроабразивной струе порошковых хромистых сталей после термообработки, включающей закалку и отпуск, линейно возрастает с увеличением относительной плотности, последнее обусловлено применением технологических операций холодного и горячего доуплотнения.

3. Применение ХТО увеличивает гидроабразивную износостойкость порошковых сталей во всем интервале исследованных плотностей, причем износ в этом случае при малых углах атаки в 2-2,5 раза меньше, чем при лобовом воздействии гидроабразивной струи.

## Л и т е р а т у р а

1. Андрушевич А.А., Каллас П.К., Фрайман Л.И. Гидроабразивное изнашивание спеченных железохромистых сталей. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1980, № 494, с. II-18.

2. Кулу П.А. Влияниековки и химико-термической обработки на свойства спеченных железа и стали. - Порошковая металлургия, 1978, № 12, с. 22-26.

3. Вальдма Л.Э. и др. О методике исследования изнашивания материалов гидроабразивной струей. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1975, № 381, с. 33-38.

4. Химико-термическая обработка металлокерамических материалов / Под ред. О.В. Романа. Минск, Наука и техника, 1977. 277 с.

5. Дорощеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование. М., Металлургия, 1977. 70 с.

The Technology and Wear Resistance of Sintered  
Iron-Chromium Alloys in the Hydroabrasive Stream

Summary

The wear resistance of sintered steels of various porosity in the stream of water with quartz sand was studied. The materials were alloyed with Cr and Cu. The porosity was received with various technologies. The wear resistance of materials increased as a linear function, while their porosity decreased, after temper hardening. Chemicothermal treatment of alloys increased their wear resistance more than twice.





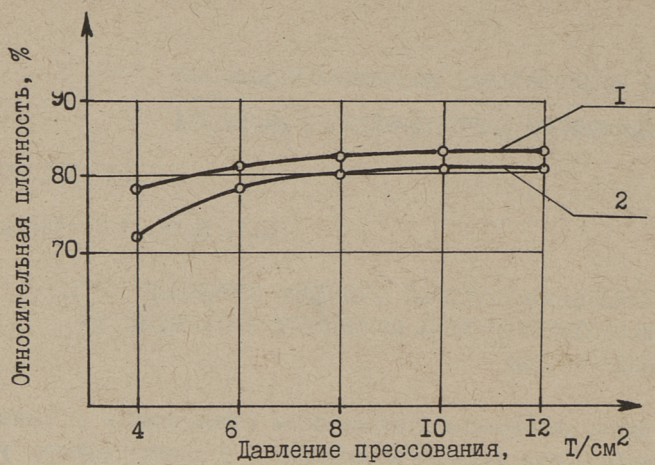
ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ СПЕЧЕННЫХ ИЗНОСО-  
И КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ НА  
ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

С целью уменьшения трудоемкости изготовления и снижения себестоимости деталей коррозионно- и износостойких узлов энергетического оборудования в некоторых случаях целесообразно использовать вместо наплавки (сварки) спеченные детали из аналогичных материалов. В связи с этим в данной работе исследована возможность получения спеченных коррозионно- и износостойких материалов на основе никеля и покрытий из них на спеченных сталях.

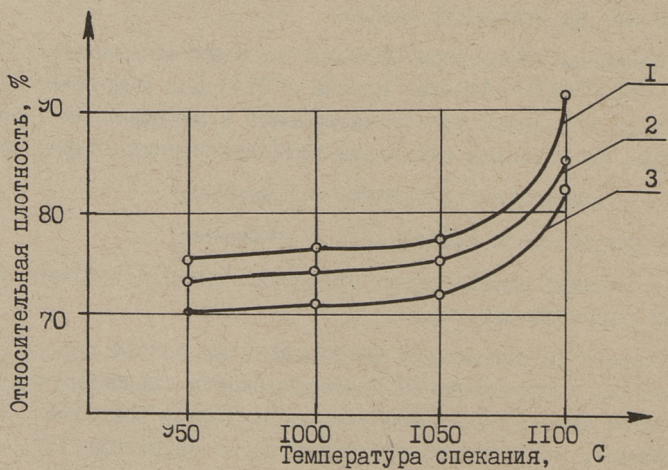
Исходным материалом являлся порошок для наплавки марки ПГ-СР2 (ГОСТ 21448-75) класса "ОМ". Для получения спеченных на никелевой основе материалов с минимальной пористостью, исследованы следующие технологические варианты:

- однократное прессование и спекание;
- двукратное прессование и спекание;
- горячее динамическое уплотнение предварительно спеченных пористых заготовок.

Наряду со спеченными материалами на основе никеля для увеличения коррозионно- и износостойкости спеченных изделий на основе железа, были исследованы защитные покрытия (наплавленные, напыленные) из наплавочного материала ПГ-СР2 на основе никеля. Вышеуказанные покрытия из наплавочных материалов применяют широко, так как они имеют одинаковый коэффициент термического расширения со сталью, низкую температуру плавления (1070-1080 °С) и хорошую смачиваемость со стальной основой.



Фиг. 1. Влияние давления прессования на плотность прессовок: 1 - спеченные при температуре 1050 °C, 2 - 1000 °C.



Фиг. 2. Влияние температуры спекания на плотность образцов: 1 - давление прессования 10 T/cm², 2-8 T/cm², 3-6 T/cm².

## Спеченные материалы на основе никеля

Для выявления влияния давления прессования на плотность прессовок были спрессованы образцы при удельных давлениях 4, 6, 8, 10 и 12 Т/см<sup>2</sup>. Для улучшения формуемости порошка производилось пластифицирование его парафином.

На фиг. 1 приведена зависимость плотности образцов от давления прессования. Показано, что с повышением давления прессования плотность прессовок увеличивается незначительно. Максимальная относительная плотность около 85 %.

Для выявления оптимальной температуры спекания последнее проводилось при температуре от 950 до 1100 °С с интервалом 50 °С в среде водорода. Для удаления парафина при нагреве осуществляли кратковременную выдержку (15 мин.) при температуре 500–600 °С. Оптимальной температурой спекания можно считать 1050 °С, так как при этой температуре наблюдается максимальная усадка и плотность после спекания (фиг. 2). Температуры 1100 °С и выше приводят к оплавлению образцов. Полученные при этом относительные плотности соответствуют 80–82 %.

Для уменьшения пористости образцов после спекания часть образцов подвергалась второму прессованию и спеканию. Образцы, прессованные при давлениях 4, 6 и 8 Т/см<sup>2</sup> и спеченные при 1050 °С/1 ч допрессовывались при давлении 12 Т/см<sup>2</sup>. Увеличение относительной плотности образцов составляет 5–10 % (табл. 1), однако, последующее спекание не приводит к увеличению плотности, которая остается на уровне, получаемом после однократного прессования и спекания.

Вторым вариантом увеличения плотности материала было предусмотрено горячее динамическое уплотнение (ковка) предварительно прессованных и спеченных образцов. В табл. 1 приведены относительные плотности образцов, спрессованных при давлении 8 Т/см<sup>2</sup> (П = 20 %), спеченных при температуре 1050 °С в течение 1 ч и кованных с температуры 950 °С. Полученные по вышеуказанному технологическому режиму образцы имели относительную плотность 94–96 %.

Т а б л и ц а I

Относительная плотность образцов после различных вариантов уплотнения

Варианты уплотнения	Давление прессования, $T/cm^2$	Температура спекания, $^{\circ}C$	Относительная плотность, %
Однократное прессование и спекание	8	1050	80-82
Двухкратное прессование и спекание	I пресс.-8	1050	85-92
	II пресс.-12	1050	
Горячее динамическое прессование	8	1050	94-96
		$T_{\text{ковки}} - 950$	

#### Покрyтия на спеченных сталях

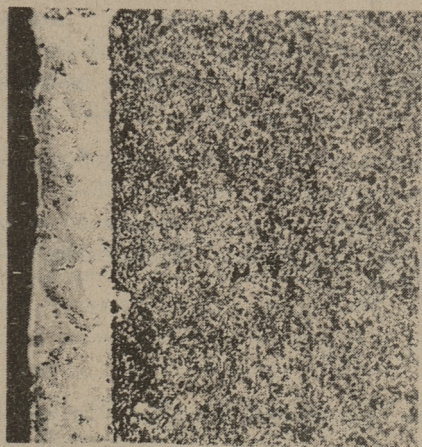
В данной части работы основой являлись спеченные стали из железного порошка ПЖ4М2 (ГОСТ 9849-74) с содержанием углерода 0,4-0,5 %. Пористость образцов 25 % (полученные прессованием) и 4-5 % (полученные горячей ковкой пористых спеченных заготовок).

Исследованы следующие способы нанесения покрытий из наплавочного материала ПГ-СР2 на спеченные стали:

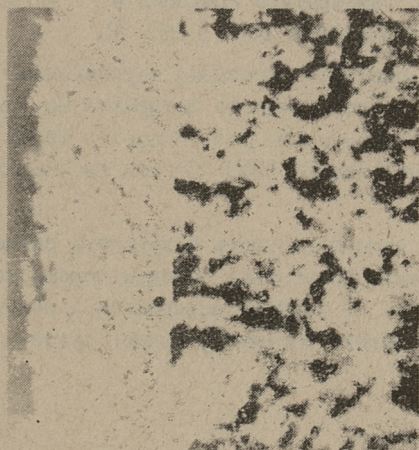
- метод эмалирования,
- метод припекания,
- газопорошковый способ.

Для выявления оптимальных режимов нанесения покрытий методом эмалирования и припекания было исследовано влияние технологических режимов отжига (температуры и длительности) на процесс формирования покрытия. Температура отжига варьировалась в пределах от 1050 до 1200  $^{\circ}C$ , длительность - от 10 до 30 мин, атмосфера - водород.

Для нанесения покрытия путем эмалирования или припекания наплавочный порошок ПГ-СР2 пластифицировали и наносили на стальную подложку размерами 25x15x4 мм, толщиной около 1 мм или прессовали из пластифицированного порошка при давлении 6  $T/cm^2$  пластинки толщиной 1 мм, которые по-



б)



а)

Фиг. 3. Микроструктура переходной зоны "стальная основа - покрытие":  
 а - слепенная пористая основа ( $\Pi = 25\%$ ),  
 б - слепенная ковчанная основа ( $\Pi = 4-5\%$ ).

мещали на стальные образцы. После нанесения шихты или пластинок образцы укладывали в лодочку и нагревали в водороде в течение 15 минут.

Оптимальной температурой отжига являлась 1150 °С. Толщина покрытий при этом 0,7-0,8 мм. Что касается влияния пористости спеченной стальной основы на качество полученного покрытия, то пористость основы практически не влияет на сцепление покрытия с основой (фиг. 3).

Для нанесения покрытия газопорошковым способом был применен комплект для газопорошковой наплавки ГН-2, предназначенный для нанесения износостойких, коррозионностойких и жаропрочных покрытий. Порошковым наплавочным материалом являлся порошок ПП-СР2.

## В ы в о д ы

1. Показано, что из исследуемых способов уплотнения спеченных материалов на основе никеля только горячее уплотнение позволяет получить детали с окончательной пористостью 4-6 %, близкие по свойствам к деталям узлов, уплотненных путем сварки. Температура спекания и нагрева под горячую ковку соответственно 1050 и 950 °С.

2. Из исследуемых способов нанесения коррозионно- и износостойких покрытий из наплавочного материала на основе никеля на спеченные стали можно рекомендовать метод эмалирования (температура отжига 1150 °С) или газопорошковый способ.

3. Коррозионно- и износостойкость полученных спеченных материалов и покрытий, полученных методом порошковой металлургии, не отличается от свойств материалов и покрытий, полученных другими способами (например, ручной дуговой наплавкой).

P. Kulu, L. Pastak

A Study of the Methods to Get Erosion- and  
Corrosion-Resistant Nickel-Based Materials  
and Coverings

Summary

To produce nickel-based erosion- and corrosion-resistant sintered materials with minimum porosity and coverings various technological ways have been studied.

It is shown that hot forging of porous preforms will give a possibility to produce materials with a porosity about 4-6 %, and by enamelling and gas-powder method - coverings with a thickness about 0.7-0.8 mm.





П.А. Кулу, С.М. Летунович

НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ РАЗМОЛА  
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ В УНИВЕРСАЛЬНОМ  
ДЕЗИНТЕГРАТОРЕ-АКТИВИЗАТОРЕ

В последнее время помимо шаровых, центробежных и др. аналогичных мельниц для тонкого помола как неметаллических, так и металлических порошков нашли применение стержневые мельницы (т.н. дезинтеграторы), в которых измельчение сопровождается эффектом механической активации порошков в процессе размола [1-3]. Выдвинута гипотеза - чем больше число ударов, придаваемых частицам вещества, чем больше скорость ударов и чем меньше интервал между следующим друг за другом ударами, тем большая активность возникает в результате размола [1].

В связи с тем в данной работе исследована возможность получения, измельчения и активирования металлических порошков в универсальном дезинтеграторе-активаторе.

Объектом исследования был выбран железный порошок ПЖК (ГОСТ 9849-74) основной фракцией -  $0,315 + 0,16$  мм (около 70 %) и крупный железный порошок с частицами до 2,5 мм (отходы производства железного порошка). Изучено влияние дезинтеграторного размола железного порошка на их физико-химические (зернистость, форма частиц, насыпной вес и удельная поверхность) и технологические свойства (формуемость, прессуемость и спекаемость). Изучена также возможность активирования металлических порошков в универсальном дезинтеграторе-активаторе.

Размол порошка производился в универсальном лабораторном дезинтеграторе-активаторе с диаметром ротора 170 мм и с твердосплавными размалывающими элементами. Размол производился на воздухе и в инертной атмосфере (в среде аргона) при скорости вращения роторов 15000 об/мин.

Критериями оценки качества размола служили:

- физико-химические свойства порошков (фракционный состав, удельная поверхность, форма частиц порошка),

- технологические свойства порошков (насыпной вес, формуемость и уплотняемость при статическом и динамическом прессовании, усадка при спекании).

Фракционный состав был определен ситовым анализом.

Удельная поверхность определялась на приборе "Сорбтометр" EMS-3I, параметры кристаллической решетки определялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2. Формуемость и уплотняемость при статическом прессовании определялись путем двустороннего прессования цилиндрических образцов диаметром и высотой 20 мм при давлениях прессования 4,6 и 8 Т/см<sup>2</sup>. Горячее динамическое прессование (ковка) предварительно прессованных брикетов с начальной пористостью 30 % производилось на эксцентриковом прессе со степенью деформации 0,4. Спекание при температуре 1000 °С и нагрев под ковку при температуре 900 °С в течение 15 мин. производились в среде водорода.

Т а б л и ц а I

Некоторые физико-химические свойства железного порошка ПЖК до и после размола

Режим обработки	Фракционный состав	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	Насыпной вес, г/см <sup>3</sup>	Параметр кристаллической решетки А
Исходный	-0,3I5+0,16 - 70 %	0,24	1,66	2,86I
Размолотый				
-1xI5000 об/мин	-0,16+0,1 - 63 %	0,15	2,41	2,858
-2xI5000 об/мин	-0,1+0,063 - 60 %	0,25	2,87	2,857
-2xI5000 об/мин отожженный	-0,1+0,063 - 60 %	0,25	2,87	2,86I

В таблице I приведены некоторые физико-химические, а в таблице 2 - технологические свойства железного порошка ПЖК как в исходном, так и в размолотом состоянии.

Т а б л и ц а 2

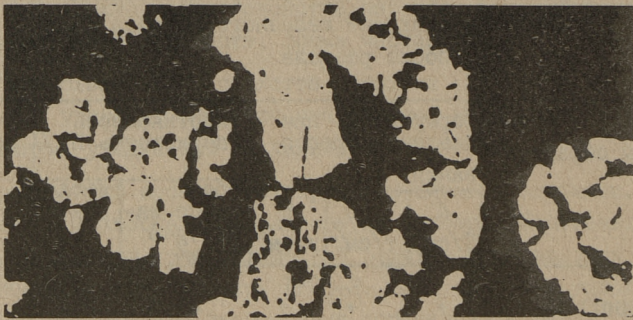
Формуемость и уплотняемость при прессовании  
и усадка при спекании железного порошка ПЖ2К  
до и после размола

Режим обработки	Формуемость при давлении прессования I)			Уплотняемость (пористость П, %)		Усадка $\Delta П, \%$
	4 Т/см <sup>2</sup>	6 Т/см <sup>2</sup>	8 Т/см <sup>2</sup>	после прессова- ния, p=4 Т/см <sup>2</sup>	после ковки	
Исходный	+	+	+	27,5	3,7	0,2
Размолотый						
-1x15000 об/мин	+	+	-	32,0	1,8	2,4
-2x15000 об/мин	-	-	-	33,0	3,3	2,7
-2x15000 об/мин отожженный	+	+	+	26,2	2,6	0,8

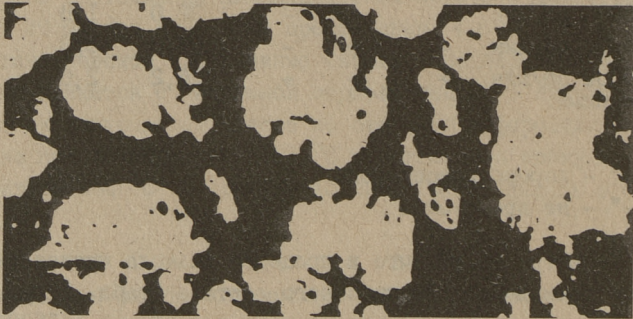
I) "+" - хорошо прессуется  
"- " - не прессуется

Несмотря на то, что в процессе размола происходит заметное уменьшение фракционного состава (табл. I) и одновременно увеличение насыпного веса при режиме 1x15000 об/мин, размол приводит к уменьшению удельной поверхности порошка (от 0,24 до 0,15 м<sup>2</sup>/г). Это связано, в основном, с округлением формы частиц измельченного порошка, что и было подтверждено металлографическим исследованием формы частиц порошка (фиг. I)

Как видно из табл. 2, размол железного порошка в дезинтеграторе в среде аргона приводит к значительному ухудшению формуемости и уплотняемости порошка при статическом прессовании. Если исходный порошок прессуется хорошо, то порошок, размолотый при режиме 2x15000 об/мин, практически не прессуется при удельных давлениях прессования от 4 до 8 Т/см<sup>2</sup>. Аналогичный результат наблюдается при размоле на воздухе. Это, в основном, связано с наклепом частиц порошка, что и было подтверждено измерениями микротвердости частиц порошка и параметра кристаллической решетки железа. Также наблюдается увеличение пористости после прессования размолотых порошков (при давлении прессования 4 Т/см<sup>2</sup> - до 5 %).



а)



б)



в)

Фиг. 1. Форма частиц порошка: а - исходного, б - измельченного по режиму 1x15000 об/мин, в - измельченного по режиму 2x15000 об/мин.

При горячем динамическом уплотнении (ковке) наблюдается повышение плотности образцов из размолотых порошков (до 1,5–2 %) по сравнению с образцами из исходного и отожженного порошков.

С целью выявления влияния размола в универсальном дезинтеграторе–активизаторе на активацию процесса спекания, последнее проводилось при температуре 1000 °С в течение 15 минут. Определялась усадка в процессе спекания (уменьшение линейных размеров и пористости). Показано, что образцы из размолотых порошков имели усадку 2–3 %, у образцов из исходного порошка только 0,2 %, однако, уменьшение пористости при спекании не компенсирует увеличение пористости после прессования.

В заключение о проведенном эксперименте по размолу железных порошков в универсальном дезинтеграторе–активизаторе можно сказать следующее:

1. Мельницу типа дезинтегратора можно успешно использовать для получения и измельчения металлических порошков, однако, размол в мельнице такого типа приводит к значительному ухудшению технологических свойств порошков. Поэтому требуется дополнительный отжиг полученных порошков перед прессованием.

2. Что касается эффекта механической активации металлических порошков в процессе размола, то это имеет место и является следствием наклепа частиц порошка. Однако на наш взгляд, классическая технология порошковой металлургии, включающая операцию спекания, температура которой значительно выше температуры рекристаллизации и длительность измеряется в часах, не позволяет использовать энергию активации, накопленную в процессе размола. В результате отжига порошка, необходимого для улучшения его формуемости, практически полностью снижаются внутренние напряжения и искажения кристаллической решетки, а этим и энергия активации.

#### Л и т е р а т у р а

И. Х и н т И.А. Об основных проблемах механической активации. – Материалы У Всесоюзного симпозиума по механо–

эмиссии и механохимии твердых тел. Таллин, I ч., 1977,  
с. 12-23.

2. Бернхардт К., Хуземанн К.,  
Хеегн Х. Влияние условий размола металлических порош-  
ков на их уплотняемость при прессовании и спекании. - По-  
рошковая металлургия, 1977, № 3, с. 100-105.

3. Hermel W., Leitner G., Naumann G,  
Schatt W. Zur Sinterkinetik von mechanisch kaltbear-  
beiteten Modellen und Pulvern. Vortrag geh. auf der 5. Pul-  
vermetallurgischen Tagung. Dresden, 1977.

P. Kulu, S. Letunovich

Some Results of the Study of Milling Metal  
Powders in the Universal Disintegrator-Activator

Summary

The possibility to produce and mill iron powders in  
the universal disintegrator-activator has been studied.

It is shown that the milling of iron powders will lead  
to a considerable change in the technological properties of  
the powders: the specific surface and bulk weight are in-  
creased, while the formability and packing will deteriorate.

А.К. Пярнапуу, А.Э. Ритсо,  
А.А. Лаансоо

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОГО ПОРОШКА НА  
МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИТОМЯГКИХ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Магнитные свойства и потери на перемагничивание спрессованных магнитомягких композиционных материалов (ММКМ) на основе чешуйчатого железного порошка и связующего материала в значительной степени определяются магнитными свойствами ферромагнитных частиц. Целью отжига прокатанных чешуек железа является снятие наклепа, рафинирование железа и получение благоприятной микроструктуры частиц. По аналогии с компактным железом, для получения высокой магнитной индукции и проницаемости, низкой коэрцитивной силы, необходимо порошок отжигать в таких условиях, чтобы вырастить зерно феррита, снять остаточные напряжения и получить равновесную структуру. Ввиду наличия большого числа немагнитных прослоек связующего, неравномерной деформации частиц при прессовании и внутренних напряжений, мера влияния размера зерна феррита на магнитные свойства ММКМ является неизвестной и требует изучения. Магнитные свойства и размер феррита технического железа зависят от температуры и среды отжига, продолжительности отжига, скорости нагрева и охлаждения при нагреве от степени деформации, от содержания примесей.

Для получения низкой коэрцитивной силы и малых потерь на гистерезис необходимо, чтобы железо было относительно крупнозернистым [1, 2]. Для получения высоких магнитных свойств железа рекомендуется [2] применять двухступенчатый отжиг по режиму: выдержка при температуре выше точки  $A_{с3}$  для выращивания зерна аустенита и затем длительная выдержка при температуре, несколько ниже  $A_{г3}$  для снятия напряжений, связанных с фазовым наклепом. Оптимальной температу-

рой нагрева при отжиге железа считается 930-950 °С. Нагрев выше этой температуры приводит к растворению примесей и к ухудшению магнитных свойств железа. Нагрев ниже 920 °С дает мелкое зерно, что также ухудшает магнитные свойства железа. Скорость охлаждения при температуре критической точки  $A_{T_3}$  должна быть мала. Большая скорость охлаждения при этой критической точке приводит к фазовому наклепу, который сопровождается резким повышением коэрцитивной силы [1].

В настоящей работе исследовали влияние температуры, продолжительности отжига, скорости охлаждения, среды отжига (водород, аргон) на средний размер зерна феррита  $d_{cp}$ , показатель разнотерности  $\Delta d/d_{cp}$ , микротвердость  $H_p$ , индукцию  $B_m$  при напряженности поля  $H = 5000$  А/м и гистерезисные потери на перемагничивание.

Использовали железные порошки ПЖЧ-3К и ПЖО-3КА, изготовленные в ПО "Тулачермет". Порошок ПЖО-3КА содержит в исходном состоянии 0,02 % С, 0,5 %  $O_2$ , 0,018 % S. Средний размер частиц до прокатки составлял 0,25 мм, средняя толщина чешуек - 50-60 мкм, средняя степень деформации при прокатке - 75-85 %. Было установлено, что после отжига в среде водорода уменьшается содержание углерода в порошках (до 0,006-0,012 % мас.). Размер зерна феррита в чешуйках определялся на травленных шлифах в горизонтальном (по длинной оси частиц) и вертикальном направлениях. Определяли средний размер зерна. Показатель разнотерности определяли по методике, приведенной в [3]. Микротвердость измеряли при помощи прибора ПМТ-3 при нагрузке 10 г. Представлены средние результаты 200 измерений.

С увеличением продолжительности отжига в среде водорода при 800 °С от 1,5 до 6 ч увеличивается средний размер зерен феррита от 16 до 22 мкм, уменьшаются разнотерность и микротвердость (фиг. 1). Как следует из графика, после прокатки размер зерен в направлении длинной оси чешуек гораздо больше, чем в перпендикулярном направлении (соответственно, верхняя и нижняя точки при нулевой выдержке).

При продолжительности отжига свыше 2 ч характерной прокатанной структуры не наблюдается. При нагреве уменьшается микротвердость частиц, что указывает на уменьшение примесей в железе и изменение дислокационной структуры.



При исследовании влияния двухступенчатого нагрева в среде водорода чешуек порошка ПЖЧ-ЗК были использованы следующие режимы:

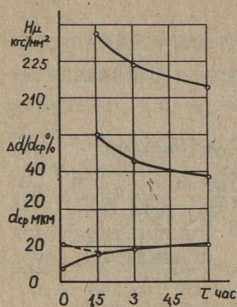
1. Нагрев при 1100 °С в течение 1 ч, охлаждение до 850 °С и выдержка при этой температуре в течение 1,5 ч с последующим охлаждением со скоростью 200-1600 град/ч.

2. Нагрев при 950 °С в течение 1-3 ч, охлаждение до 750-850 °С с выдержкой при этой температуре от 0,5 до 3 ч с последующим охлаждением со скоростью 400 град/ч.

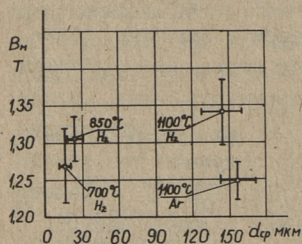
Установлено, что размер зерна феррита заметно зависит от температуры отжига. Так, размер зерна после отжига при 1100 °С отличается от размера ферритного зерна после отжига при 950 °С в 10 раз (0,23 и 0,020 мм, соответственно). Примерно такие же результаты были получены при отжиге чешуек порошка ПЖО-ЗКА. После отжига при 1100 °С размер зерна феррита по высоте чешуек достигает толщины частиц. Размер зерна увеличивается по длинной оси чешуек. Так, в чешуйках были обнаружены всего 1-3 крупных зерна. Известно [4] из практики отжига тонколистовой стали, что свободные поверхности листа оказывают тормозящее действие на рост зерна. Одной из причин тормозящего действия свободных поверхностей, называемого "эффектом толщины", является образование канавок термического травления в местах выхода границ зерен на эту поверхность. Этим же эффектом, по-видимому, можно объяснить отсутствие влияния продолжительности отжига на размер зерна феррита при температуре 1100 °С.

Нами установлено, что скорость охлаждения в исследованном диапазоне при двухступенчатом нагреве от 850 °С до комнатной температуры практически не влияет на размер зерна. С уменьшением скорости охлаждения увеличивается показатель разнородности, например, после отжига при 950 и 850 °С и охлаждении со скоростью 200 град/ч составляет 24 %, а после охлаждения со скоростью 1600 град/ч - 10 %. Скорость охлаждения влияет на внутренние напряжения и микроискажения в частицах порошка. Это подтвердилось рентгеновским анализом порошков на дифрактометре ДРОН-2.

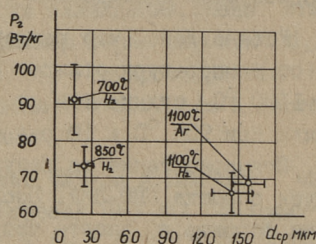
Наши исследования показали, что в случае двухступенчатого нагрева при 950-750 °С, при достижении определенного размера зерна, характерного для данной температуры, рост



Фиг. 1. Влияние продолжительности отжига порошка при 800 °С в водороде на средний размер зерен  $d_{cp}$ , показатель разнорзерности  $\Delta d/d_{cp}$  и микротвердость  $H_{\mu}$ .



Фиг. 2. Влияние режима отжига чешуек порошка ПЖО-ЗКА на величину зерна феррита и индукцию материала при 400 Гц и  $H = 5000$  А/м.



Фиг. 3. Влияние режима отжига чешуек порошка ПЖО-ЗКА на величину зерна феррита и гистерезисные потери при 400 Гц и  $B_M = 1,0$  Т.

его практически прекращается и не зависит от продолжительности отжига. Средний размер зерна в исследованном диапазоне температур и выдержек (изучали 14 режимов) составлял 0,016–0,19 мм. С увеличением выдержки при двухступенчатом нагреве растет разнорзерность (показатель меняется до 12 %). На фиг. 2 и 3 показано влияние температур и среды отжига чешуек порошка ПЖО-ЗКА на размер зерна феррита, магнитную индукцию и потери на гистерезис ММкМ с эпоксидной смолой. Результаты измерений обрабатывались методами дисперсионного анализа и показаны доверительные интервалы. С повышением температуры отжига от 700 до 850 °С несколько увеличивается размер зерна феррита, повышается индукция и снижаются потери на гистерезис. После отжига при 1100 °С на 2–3 % повышается индукция, на 10 % снижаются потери на гистерезис. Отжиг порошка в среде аргона обеспечивает материалу несколько заниженные характеристики по сравнению с отжигом в водороде.

## Л и т е р а т у р а

1. Д у б и н и н Г.Н., А б р а м о в Ю.С. Конструкционные и проводниковые материалы. М., Машиностроение, 1973, 295 с.

2. Х о р о ш а й л о в В.Г., Д е м ч у к И.С., Г ю л и х а н д о в Е.Л. Технология термической обработки стали. Л., ЛПИ им. М.И.Калинина, 1978, 76 с.

3. С п е к т о р А.Г. Статистический анализ структур с шарообразными зёрнами. - Заводская лаборатория, № 2, 1955, с. 193-197.

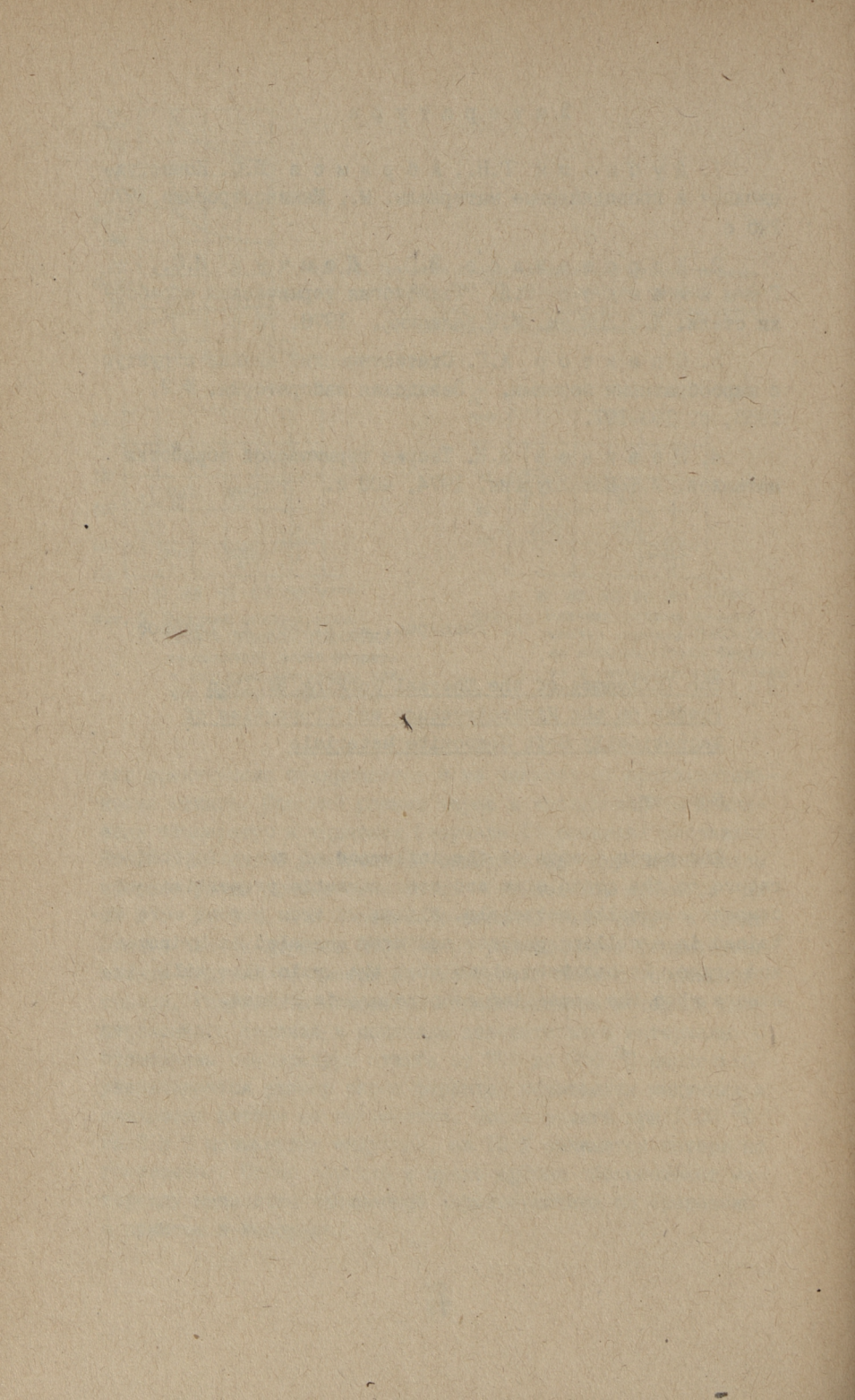
4. Н о в и к о в И.И. Теория термической обработки металлов. М., Металлургия, 1974, 400 с.

A. Pärnapuu, A. Ritso, A. Laansoo

### The Influence of the Thermal Working of Iron Powder on the Microstructure and Properties of Magnetically Soft Composite Materials

#### Summary

The paper treats of the influence of annealing temperature on the grain size and some magnetic properties of compact composite materials. Flakes of iron powder were obtained in a rolling process and were annealed in hydrogen and argon. It has been shown that the grain size will increase when the annealing temperature is raised.



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

МАГНИТОМЯГКИЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ  
МАГНИТОПРОВОДОВ С ПРОСТРАНСТВЕННЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ  
МАГНИТНОГО ПОТОКА

В настоящее время основным материалом для изготовления магнитопроводов электрических машин переменного тока является листовая и полосовая электротехническая сталь. Шихтованные из штампованных пластин или витые из ленты магнитопроводы успешно применяются в электрических машинах традиционной конструкции, в которых направление магнитного потока совпадает с направлением пластин или ленты. Однако большие технологические затруднения возникают при изготовлении из листовой стали магнитопроводов, в которых магнитный поток имеет сложное пространственное распределение.

Например, из-за технологических затруднений не нашли широкого распространения асинхронные двигатели плоского исполнения, хотя их малая высота и некоторые другие преимущества позволили бы сконструировать множество принципиально новых средств автоматизации, бытовых приборов и т.п.

В настоящее время магнитопроводы плоских электродвигателей изготавливаются из ленты электротехнической стали путем намотки. При этом пазы для обмоток изготавливаются двумя различными методами: штамповкой или фрезерованием.

Процесс штамповки пазов в ленту до навивки сердечника является сложным ввиду того, что пазы должны быть штампованы в ленту с изменяющимся шагом, чтобы получить на готовом сердечнике пазы прямоугольной формы. Сложным является и процесс навивки сердечника из такой ленты.

Второй технологический вариант — намотка кольца из ленты с последующим фрезерованием пазов является очень

трудоемким и поэтому непригодным для массового производства.

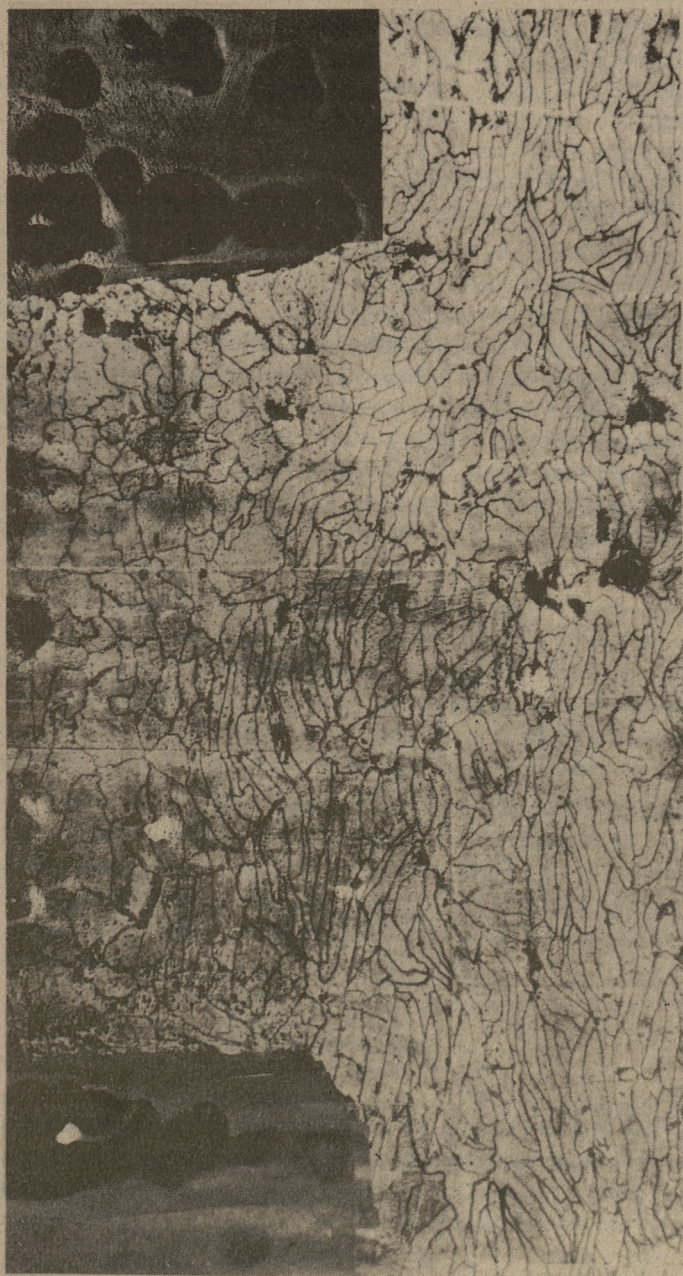
Пока нет удовлетворительных решений по замене листовой электротехнической стали на более технологичный материал при производстве магнитопроводов крупных электрических машин. Однако для изготовления магнитопроводов малых электрических машин можно успешно применять магнитомягкие композиционные материалы (ММКМ). В результате совместных работ коллективом автором Таллинского политехнического института и Московского института радиотехники, электротехники и автоматики получены авторские свидетельства на конструкцию и на технологию изготовления магнитопровода электродвигателей плоского исполнения из ММКМ (магнитодиэлектрика) [1, 2].

ММКМ можно изготовить из чешуйчатого и равноосных композиций. Для равноосных ММКМ в качестве ферромагнитного компонента используют железные порошки, имеющие равноосную форму частиц, а для чешуйчатых ММКМ порошки, имеющие чешуйчатую форму частиц. В качестве изолирующего-связующего компонента можно использовать вещества, имеющие хорошую адгезию к железу и хорошее электрическое сопротивление.

Чешуйчатые ММКМ имеют из-за ориентированности частиц железа сильно выраженную анизотропию структуры. Вследствие этого они отличаются относительно высокими магнитными свойствами поперек направления прессования и низкими свойствами вдоль направления прессования.

Равноосные ММКМ имеют менее выраженную анизотропию структуры, чем чешуйчатые. В результате этого они уступают чешуйчатым ММКМ по магнитным свойствам поперек направления прессования, но превосходят их по свойствам вдоль направления прессования.

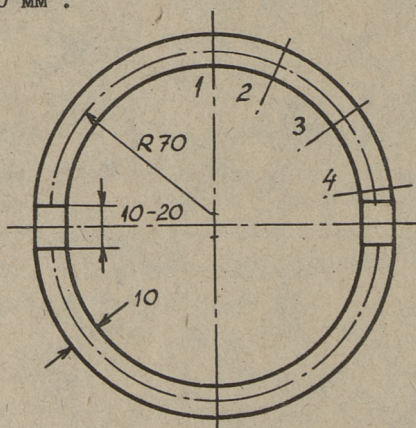
Поэтому в случаях, если магнитный поток в магнитопроводе протекает в некоторых его частях вдоль направления прессования магнитопровода, а в некоторых частях — поперек направления прессования, магнитопровод целесообразно изготавливать из равноосных композиций. Для достижения максимального эффекта магнитопровод нужно изготавливать из двух видов композиций — части магнитопровода, в которых направление магнитного потока совпадает с направлением прессования из равноосной композиции, и части магнитопровода, в которых



Фиг. 1. Фото микрошлица элемента статора  
электродвигателя плоского исполнения  
(увелеч. 17х3).

направление магнитного потока перпендикулярно направлению прессования - из чешуйчатой композиции. Особых технологических затруднений это не вызывает. Микроструктура изготовленного нами комбинированного магнитопровода плоского электродвигателя показана на фиг. 1. Видно, что ярмо магнитопровода изготовлено из чешуйчатой композиции, а зубец - из равноосной композиции.

Для разработки ММКМ для зубцовой зоны таких магнитопроводов необходимо было измерять магнитные характеристики в направлении прессования материала. Использовать при этом стандартные методы определения магнитной характеристики магнитомягких материалов не оказалось возможным, так как прессованием нельзя изготавливать стержневые образцы с соотношением длины к диаметру равным 10-20. Поэтому нами была разработана методика определения магнитных характеристик вдоль и поперек направления прессования ММКМ на коротких прямоугольных образцах высотой 10-20 мм и поперечным сечением  $10 \times 10$  мм<sup>2</sup>.



Фиг. 2. Схема кольцевого сборного магнитопровода. Цифрами 1-4 обозначено расположение средних витков измерительных обмоток для измерения магнитного потока в полукольце.

Для моделирования условий работы зубцов сердечников плоского электродвигателя нами был выбран составной кольцевой магнитопровод, состоящий из двух полуколец и из двух прямоугольных призматических элементов - модельных зубцов (см. фиг. 2).



Намотанные на полукольца намагничивающие обмотки позволяют индуцировать в призматических образцах магнитный поток, моделирующий основной магнитный поток зубца сердечника плоского двигателя.

Если вставным элементам дана форма куба, по ним можно непосредственно определить меру анизотропии магнитных свойств ММКМ.

В разнородной и магнитоанизотропной среде компоненты вектора напряженности магнитного поля, обусловленные внешними токами, проводимости и компоненты вектора намагниченности среды не совпадают по направлению. В результате этого форма магнитного поля в составном кольцевом магнитопроводе существенно отличается от формы поля в компактном кольцевом магнитопроводе таких же размеров. Поэтому для определения напряженности поля и удельных потерь на перемагничивание во вставных элементах пришлось разработать специальную методику.

Для определения напряженности магнитного поля во вставных элементах нами были разработаны два различных метода: а) расчетный, основанный на законе полного тока и на экспериментально определенном распределении магнитного потока в цепи; б) непосредственного измерения напряженности поля у поверхности вставного элемента.

Пренебрегая неравномерностью распределения магнитной индукции по сечению магнитопровода и основываясь на экспериментально определенном распределении потока по длине магнитопровода и на динамической кривой намагничивания материала полуколец, напряженность поля в призматических элементах может быть рассчитана по формуле:

$$H = \frac{i w_1 - \int_{l_1} H \left( \frac{\Phi(l)}{S} \right) dl}{l_2}, \quad (I)$$

где  $i$  — мгновенное значение тока в намагничивающей обмотке,

$w_1$  — число витков намагничивающей обмотки,  
 $H \left( \frac{\Phi(l)}{S} \right)$  — мгновенное значение напряженности поля в сечении  $S$  полукольца,

$l_1$  и  $l_2$  — средние длины магнитной линии в полукольце и во вставном элементе соответственно.

Из-за большого объема измерений и вычислений данный метод был использован только для определения амплитудного значения напряженности поля  $H_m$ . При этом входящий в формулу (1) интеграл был вычислен методом Симпсона по значениям  $H_m \left( \frac{\Phi_m(l)}{S} \right)$ , определенным по динамической кривой намагничивания материала полуколец:

$$\int_{l_1} H_m \left( \frac{\Phi_m(l)}{S} \right) dl =$$

$$= 4 \frac{H_m(k) - H_m(0)}{n} \left( \frac{H_m(0)}{2} + H_m(i) + \dots + \frac{H_m(k)}{2} \right), \quad (2)$$

где  $H_m(i)$  —  $i$ -тое табличное значение  $H_m$ ,  
 $n$  — число интервалов  $H_m$ .

Метод непосредственного измерения напряженности поля на ограниченном участке магнитопровода основан на принципе равенства тангенциальных составляющих напряженности поля у поверхности раздела разнородных сред [3]. В случае призматического элемента состава магнитопровода это означает, что осевая составляющая напряженности поля в воздухе и в магнитомягком материале вблизи поверхности элемента равны. При условии, что магнитная индукция в поперечном сечении элемента распределена равномерно, по напряженности поля, измеренной в воздухе, можно судить о напряженности в элементе.

Для измерения напряженности поля у поверхности вставного элемента нами был выбран индукционный метод измерения напряженности при помощи двухслойной коаксиальной катушки [3, 5].

Верхний и нижний слои двухслойной катушки имели одинаковое число витков и были соединены встречно-последовательно. На свободных клеммах катушки индуцируется э.д.с., пропорциональная производному по времени от магнитного потока в пространстве между слоями катушки

$$e = e_2 - e_1 = -w \frac{d\Delta\Phi}{dt}, \quad (3)$$

где  $e_1$  и  $e_2$  - э.д.с. электромагнитной индукции на нижней и верхней обмотках коаксиальной катушки,  
 $w$  - число витков обмоток.

Как известно [4]; мгновенное значение напряженности поля определяется по среднему значению индуцированной э.д.с. следующей формулой:

$$H(\varphi) = \frac{E_{cp}(\varphi)}{4fw\Delta S\mu_0}, \quad (4)$$

где  $\varphi$  - фазовый угол, определенный моментом отсечки полупериодного выпрямителя фазочувствительного вольтметра,

$\Delta S$  - разность площадей поперечного сечения верхней и нижней катушек.

Мгновенное значение магнитной индукции во вставном элементе определяется по среднему значению э.д.с., индуцированной на нижней обмотке коаксиальной измерительной катушки аналогичной зависимостью

$$B(\varphi) = \frac{E_{cp}(\varphi)}{4fws}, \quad (5)$$

где  $s$  - площадь поперечного сечения катушки.

Для определения полных потерь на перемагничивание вставных элементов составного кольцевого магнитопровода нами был выбран метод интегрирования динамической петли гистерезиса [4].

Удельные потери энергии на перемагничивание единичной массы ферромагнетика определяются в общем случае зависимостью

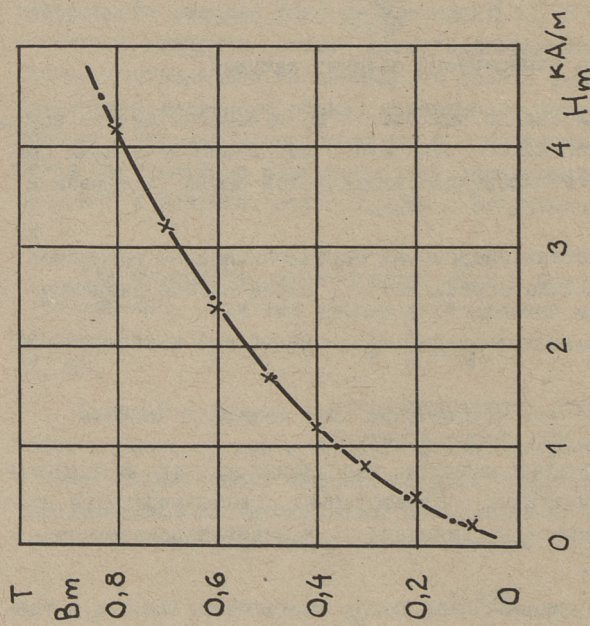
$$P_{rb} = \frac{f}{\gamma} \oint H dB, \quad (6)$$

где  $f$  - частота перемагничивания,

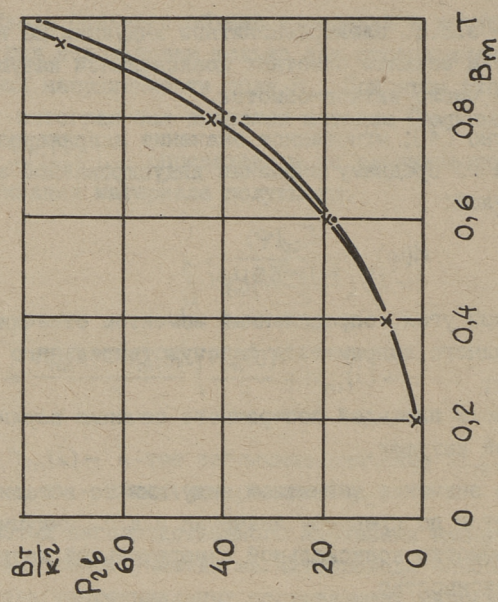
$\gamma$  - плотность ферромагнетика,

$H$  и  $B$  - мгновенные значения напряженности поля и магнитной индукции соответственно (интегрирование производится по динамическому циклу перемагничивания).

Если точки динамической петли гистерезиса заданы в табличном виде, то удельные потери могут быть определены методом численного интегрирования:



Фиг. 3. Динамическая кривая намагничивания образцов электро-технической стали. ● - данные, полученные при испытании кольцевого образца  $\phi$  80x60x10 мм, x - данные, полученные при испытании кубических образцов с длиной ребра 10 мм.



Фиг. 4. Удельные потери на перемагничивание в зависимости от магнитной индукции при частоте  $f = 50$  Гц, ● - данные, полученные при испытании кольцевого образца  $\phi$  80x60x10 мм, x - данные, полученные при испытании кубических образцов с длиной ребра 10 мм.

$$P_{\text{гб}} = \frac{2f}{\gamma} \sum_{i=0}^n \frac{H_{i+1} + H_i}{2} (B_{i+1} - B_i), \quad (7)$$

где  $H_i$  - изменяется от  $H=0$  до  $H=+H_m$  и до  $H=0$ .

Мгновенные значения напряженности поля и магнитной индукции, входящие в формулу (7), определялись по средним значениям э.д.с. измерительных катушек  $H$  и  $B$  по формулам (4) и (5) соответственно.

Средние значения э.д.с. измерялись при помощи цифрового электронного феррометра Ф5063. К феррометру было через специальный контроллер подключено вычислительное управляющее устройство ИВСМ-5. Это позволило ввести результаты измерений в машину и произвести вычисления по формулам (4), (5) и (7) непосредственно в процессе измерения.

Оценка погрешностей описанных выше методов определения напряженности поля и удельных потерь была проведена сравнительными испытаниями призматических и цельных кольцевых образцов электротехнического железа. Результаты этих испытаний приведены в фиг. 2 и 3.

Как видно из фиг. 2, динамические кривые намагничивания электротехнического железа, определенные различными методами, хорошо совпадают.

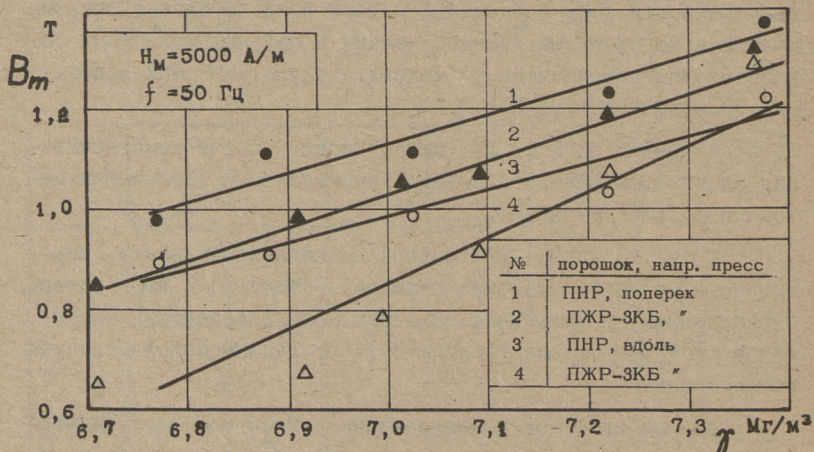
На фиг. 3 видно, что потери на перемагничивание, определенные на призматических образцах, около 10 % выше потерь, определенных на кольцевых образцах. Для определения источников этой погрешности должны быть проведены дополнительные исследования.

При приближенном моделировании зубцов плоского электродвигателя погрешность метода определения потерь на перемагничивание может быть учтена введением поправочного коэффициента.

С целью определения погрешности метода косвенного расчета напряженности поля по формуле (1) была определена напряженность поля в воздушных зазорах между полукольцами, соединенными прокладками толщиной 0,34 мм. Наибольшее относительное отклонение напряженности поля, определенного вышеуказанным методом от рассчитанного по формуле  $H_m = B_m / \mu_0$  не превышало 5 %.

Описанной выше методикой нами были исследованы зависимости от направления прессования магнитных характеристик ММКМ, состоящих из железных порошков ПЖР-ЗКБ и ПЖ-ПНР и из эпоксидного компаунда УП-503А. Содержание эпоксидного компаунда составляло во всех композициях 1 % от массы железного порошка. При изготовлении опытных образцов из композиций, содержащих порошок ПЖР-ЗКБ, кроме удельного давления прессования была варьирована форма частиц порошка. В чешуйки была прокатана фракция - 063 + 04 ПЖР-ЗКБ. Образцы прессовались при различных удельных давлениях в диапазоне 400-900 МН/м<sup>2</sup>. Термообработка образцов была проведена по следующему режиму: предварительный нагрев до температуры 70 °С с выдержкой в течение 2 часов, нагрев до 200 °С с выдержкой в течение 3 часов.

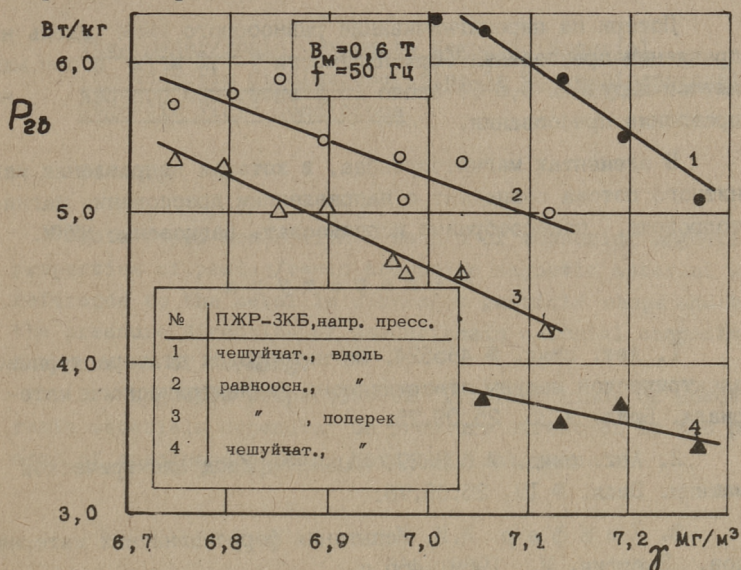
На фиг. 5 видно, что магнитная индукция равноосных ММКМ вдоль направления прессования ниже, чем поперек направления прессования.



Фиг. 5. Магнитная индукция вдоль и поперек направления прессования в зависимости от плотности образцов равноосного ММКМ при различных типах исходного железного порошка.

В интервале плотностей от 7 до 7,2 Мг/м<sup>3</sup> относительное уменьшение магнитной индукции лежит в пределах 10-15%. Меньшая магнитная проницаемость равноосного ММКМ в направлении прессования обусловлена, по-видимому, сплющиванием первоначально равноосных частиц железного порошка в процессе прессования. В результате этого линейная плотность пленок изолирующего вещества, имеющих большое магнитное сопро-

тивление вдоль направления прессования больше, чем поперек направления прессования.



Фиг. 6. Удельные потери на перемагничивание в зависимости от плотности образцов равноосного и чешуйчатого ММКМ при намагничивании образцов вдоль и поперек направления прессования.

Из фиг. 6 следует, что анизотропными являются также удельные потери на перемагничивание. При намагничивании ММКМ вдоль направления прессования удельные потери больше, чем при намагничивании его поперек направления прессования. В интервале плотностей от 7 до 7,2  $\text{Мг/м}^3$  у равноосного ММКМ относительное увеличение потерь составляет около 15, а у чешуйчатого ММКМ – более 50 %. Увеличение потерь ММКМ при намагничивании вдоль направления прессования объясняется их низкой магнитной проницаемостью в этом направлении и пониженным удельным электросопротивлением в поперечном направлении. На чешуйчатых ММКМ эти факторы действуют, как и следует ожидать, сильнее, чем на равноосных ММКМ.

По результатам проведенной нами работы можно сделать следующие выводы:

Магнитные свойства ММКМ вдоль и поперек направления прессования материалов могут быть определены на прямоугольных образцах длиной 10–20 мм и поперечным сечением 10x10.

Вдоль направления прессования магнитная индукция равноосного ММКМ (при плотности 7–7,2  $\text{Мг/м}^3$  и при напряженно-

сти поля 5000 А/м) приблизительно на 10-15 % ниже, чем поперек направления прессования.

Потери на перемагничивание равноосного ММКМ вдоль направления прессования (при плотности 7-7,2 Мг/м<sup>3</sup> и при магнитной индукции 0,6 Т) около 15 % выше, чем поперек направления прессования.

В элементах магнитопровода, в которых направление магнитного потока совпадает с направлением прессования магнитопровода, целесообразно использовать равноосные ММКМ.

### Л и т е р а т у р а

1. Авт. свид. № 485524. Магнитопровод статора торцевой электрической машины отверждаемого диэлектрического материала. Бюлл. № 35, 25.09.75.

2. Авт. свид. № 608229. Магнитопровод электрической машины. Бюлл. № 19, 25.05.78.

3. К и ф ф е р И.И. Испытания ферромагнитных материалов. Энергия, М., 1969. 465 с.

4. Чернышев Б.Г., Чернышева Н.Г., Чечурино Б.Н., Студенцов Н.В. Магнитные измерения. Изд. стандартов. М., 1964, 249 с.

5. Шихин А.Я. Автоматические магнитно-измерительные системы. Энергия, М., 1977, 121 с.



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

The Powder/Resin Composite Magnetic Material  
for Magnetic Circles Operating in Three-Dimensional  
Magnetic Field Conditions

Summary

This paper deals with a method of measuring magnetic properties of powder/resin composite magnetic material with reference to the metallic component particle shape and to the pressure direction of powder/resin material compacts in the process of forming.

The magnetic properties of different kinds of powder/resin materials depending on pressure direction in the process of specimens forming have been determined.

## С о д е р ж а н и е

1.	Вальдма Л.Э. Селективный износ спеченных твердых сплавов в абразивной среде.....	3
2.	Кюбарсепп Я.П. Прочность карбидтитановых сплавов, спеченных сплавами железа.....	II
3.	Пирсо Ю.Ю. Возникновение и развитие трещин в карбидохромовых спеченных сплавах при сжатии...	2I
4.	Кудрявцев В.А., Аренсбургер Д.С. Влияние способа заточки на стойкость резцов из сплава КТНКХ20 .....	3I
5.	Аренсбургер Д.С., Пирсо Ю.Ю. Кинетика и механизм измельчения карбидохромоникелевой смеси при размоле.....	37
6.	Фрайман Л.И., Каллас П.К. О влиянии технологии изготовления на износостойкость порошковых железохромистых сплавов в гидроабразивной струе	47
7.	Кулу П.А., Пастак Л.В. Исследование способов получения спеченных износ- и коррозионностойких материалов и покрытий на основе никеля.....	55
8.	Кулу П.А., Летунович С.М. Некоторые результаты исследования размолы металлических порошков в универсальном дезинтеграторе-активизаторе.....	63
9.	Пярнапуу А.К., Ритсо А.Э., Лаансоо А.А. Влияние термообработки железного порошка на микроструктуру и свойства магнитомягких композиционных материалов.....	69
10.	Ритсо А.Э., Лаансоо А.А., Сиймар Р.А., Лийман В.Я. Магнитомягкий композиционный материал для магнитопроводов с пространственным распределением магнитного потока.....	75



Цена 70 коп.