

Ep. 6.1  
478

ISSN 0136-3549  
0320-3344

TALLINNA  
POLÜTEHNILISE INSTITUUDI  
TOIMETISED

478

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО  
ИНСТИТУТА

ТРИ  
'79

ТРЕНИЕ  
И ИЗНОС  
В МАШИНАХ



Машиностроение  
Сборник статей X



Ep. 6.7

478

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

**ТРИ  
'79**

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 620.170

**ТРЕНИЕ  
И ИЗНОС  
В МАШИНАХ**

Машиностроение. Сборник статей X

Таллин - 1980

ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Труды ТПИ № 478

ТРЕНОНИЕ И ИЗНОС В МАШИНАХ

Сборник статей X

Редактор Ю. Тадольдэр. Техн. редактор М. Йыесте

Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 2 окт. 1979 г.

Подписано к печати 13 декабря 1979 года

Бумага 60x90/16. Печ. л. 5,75 + 0,5 приложение

Уч.-изд. л. 4,48. Тираж 300. МВ-04142.

Ротапринт ТПИ, Таллин, ул. Коскла, 2/9. Зак. № 791

Ц е н а 65 коп.

© ТПИ, Таллин, 1979



ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ МИНИАТЮРНЫХ  
СПЕЧЕННЫХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

Проницаемость, как свойство пористой среды, применительно к спеченным самосмазывающимся подшипникам, в отличие от общей пористости, характеризует функциональные способности подшипника и отражается в расчетных формулах, описывающих фильтрацию масла в пористой стенке подшипника и несущую способность опоры [1-4]. Однако несмотря на несомненную эффективность характеристик проницаемости<sup>I</sup>, их практическое применение до сего времени было ограничено [3, 10-12], особенно для приборных подшипников [5, 13], по различным методическим и метрологическим причинам.

В данной работе поставлены задачи определить при помощи ранее разработанной аппаратуры [6] и методики [7] значения некоторых характеристик пористой структуры миниатюрных спеченных втулок и дать им сравнительную оценку в случае варьирования зернистости исходного порошка и толщины стенки втулки.

Для изготовления втулок по технологии порошковой металлургии из порошка марки ПЖМ2 ГОСТ 9840-74 было получено 4 фракции (ГОСТ 18318-73): -0063; +0063-01; +01-016; +016-02. Из каждой фракции были изготовлены по 3 партии втулок с толщиной стенки 1,0; 1,5 и 2,0 мм. Технологические параметры всех втулок, имеющих номинальный диаметр отверстия 2 мм и длину 4 мм, придерживались постоянными в течение всего цикла изготовления.

<sup>I</sup> По данным [9], например, спеченные подшипники с одинаковой пористостью имели различие в значениях коэффициента проницаемости более чем в 10 раз и следовательно, разные эксплуатационные свойства.

Для каждой втулки, по отношению плотностей пористого и компактного (для железа  $\gamma = 7870 \text{ кг/м}^3$ ) материала, определялась относительная пористость. При исследовании проницаемости в качестве фильтрующегося газа был применен азот. Опыты показали, что в данном случае пренебрежение отношением  $\frac{b}{\bar{p}}$  (где  $b$  – коэффициент Клинкенберга и  $\bar{p}$  – среднее давление газа) необосновано и поэтому обработка результатов испытаний каждой втулки велась, в отличие от [7], отдельно по двум диапазонам давления: 1) при перепаде давления газа в пористой стенке  $\Delta p \leq 30 \text{ кПа}$  по уравнениям Дарси и Клинкенберга определялись коэффициенты  $k$  и  $b$ ; 2) при  $\Delta p = 0,3-0,6 \text{ МПа}$  по уравнению Форхгеймера оценивались коэффициенты сопротивления пористого металла  $\alpha$  и  $\beta$ . В обоих диапазонах проводились по 10 наблюдений при разных перепадах давления газа. Все четыре коэффициента отыскивались в виде коэффициентов соответствующей прямой регрессии методом наименьших квадратов, и их значения приведены в таблице I. При этом интервалы для средних значений параметров (объем каждой выборки 10 втулок) определены с доверительной вероятностью 0,95. Площадь фильтрации рассчитана по известной для радиальной фильтрации формуле

$$S = \frac{2\pi l(R-r)}{\ln \frac{R}{r}}, \quad (I)$$

где  $R$  и  $r$  – соответственно наружный и внутренний радиус втулки;  
 $l$  – длина втулки.

Расчетами установлено, что значения коэффициента проницаемости  $k$ , определенные по уравнению Клинкенберга

$$k_r = k \left(1 + \frac{b}{\bar{p}}\right), \quad (2)$$

существенно отличаются от значений коэффициента мнимой газопроницаемости  $k_r$  (иногда до 5 и более раз), которые относятся к конкретному значению среднего давления газа  $\bar{p}$ . Мерой зависимости коэффициента  $k_r$  от давления является коэффициент  $b$ .

Кроме того, привлекают внимание следующие тенденции:

– втулки из порошка самой мелкой фракции дают, как правило, завышенные значения пористости и коэффициента  $k$

Таблица I

Характеристики пористой структуры миниатюрных втулок из спеченного железа  
(внутренний диаметр 2 мм, длина 4 мм)

H, мм	S, $10^{-6}$ м <sup>2</sup>	Фракция	П	к, $10^{-14}$ м <sup>2</sup>	b, кПа	$\alpha$ , $10^{14}$ м <sup>-2</sup>	$\beta$ , $10^8$ м <sup>-1</sup>
1,0	35,9	-0063	0,300±0,003	1,6 ±0,4	206±77	0,22±0,01	0,43±0,05
		+0063-01	0,278±0,003	2,1 ±0,3	112±29	0,22±0,01	0,77±0,06
		+01-016	0,276±0,004	1,6 ±0,4	202±93	0,24±0,03	1,10±0,19
		+016-02	0,279±0,002	1,3 ±0,6	280±182	0,23±0,03	1,10±0,12
1,5	40,8	-0063	0,278±0,003	1,7 ±0,4	110±55	0,30±0,02	0,78±0,12
		+0063-01	0,252±0,003	1,2 ±0,2	102±25	0,45±0,03	1,23±0,08
		+01-016	0,240±0,004	1,1 ±0,1	83±15	0,61±0,06	1,81±0,13
		+016-02	0,244±0,003	1,1 ±0,1	99±25	0,54±0,02	2,13±0,19
2,0	45,4	-0063	0,277±0,003	1,7 ±0,2	82±23	0,35±0,01	0,63±0,05
		+0063-01	0,246±0,002	1,1 ±0,1	103±17	0,54±0,04	1,35±0,26
		+01-016	0,241±0,003	0,98±0,08	107±18	0,66±0,05	1,76±0,14
		+016-02	0,241±0,003	1,1 ±0,1	90±10	0,59±0,06	2,23±0,29

Обозначения: H - толщина стенки; S - площадь фильтрации; П - общая пористость;  
к - коэффициент проницаемости; b - коэффициент Клинкенберга;  $\alpha$ ,  
 $\beta$  - соответственно вязкостный и инерционный коэффициенты сопротивления пористого металла.

и заниженные значения коэффициентов  $\alpha$  и  $\beta$  по сравнению с образцами из более крупных частиц;

- значения параметров втулок с толщиной стенки 1,5 и 2,0 мм существенно не отличаются. При  $H = 1,0$  мм значения пористости и коэффициентов  $k$  и  $b$  заметно возрастают, а коэффициентов  $\alpha$  и  $\beta$  - убавляются;

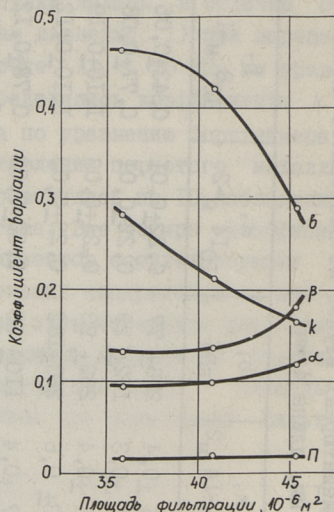
- имеет место существенная разница в расхождениях значений одноименных характеристик при разной толщине стенки втулки (фиг. 1). Коэффициент вариации общей пористости заметно низок и стабилен для всех партий втулок. Значения коэффициентов  $\alpha$  и  $\beta$  расходятся значительно больше, особенно при большей толщине стенки. Вариация коэффициента проницаемости  $k$  намного больше, чем у пористости, и имеет сильную тенденцию к увеличению с уменьшением толщины пористой стенки. Это обстоятельство лишний раз подтверждает необходимость определить для приборных спеченных подшипников, кроме общей пористости [8], характеристики их проницаемости.

Совсем низкую сходимость имеют значения коэффициента  $b$ , что опять-таки указывает на существенное влияние давления газа на значения коэффициента газопроницаемости  $k_p$ .

### Выводы

1. Миниатюрные втулки из спеченного железа характеризуются следующими значениями параметров пористой структуры:

$$\Pi = 0,24-0,30; \quad k = (0,92-2,4) \cdot 10^{-14} \text{ м}^2; \quad \alpha = (0,21-0,71) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}; \quad \beta = (0,38-2,52) \cdot 10^8 \text{ м}^{-1}.$$



Фиг. 1. Вариация значений характеристик пористой структуры при разной толщине стенки (площади фильтрации) спеченной втулки.



2. В случае толщины стенки  $H = 1,0$  мм значения всех характеристик пористой структуры заметно отличаются от значений соответствующих характеристик при  $H = 1,5$  и  $2,0$  мм.

3. Изменение зернистости исходного порошка марки ПЖ4М2 от  $0,063$  до  $0,2$  мм существенно на рассмотренные характеристики пористой структуры спеченных втулок не действует. Образцы, изготовленные из частиц порошка размером до  $0,063$  мм, обладают завышенными значениями пористости и коэффициента проницаемости и заниженными значениями коэффициентов  $\alpha$  и  $\beta$ .

4. При низкой и равнозначной вариации пористости значения других характеристик существенно больше расходятся в пределах каждой партии, особенно при меньшей толщине стенки втулки.

5. При определении проницаемости втулок из спеченного железа по фильтрации азота отношение  $\frac{b}{P}$  в уравнении Клинкенберга (2) имеет существенное значение и им пренебречь в этом случае недопустимо.

#### Л и т е р а т у р а

1. М о р г а н В.Т., К а м е р о н А. Механизм смазки пористых металлических подшипников. - В кн.: Междунар. конф. по смазке и износу машин. Перевод с англ. М., Машгиз, 1962, с. 150-160.

2. К о р о в ч и н с к и й М.В. Теория гидродинамической смазки пористых подшипников. - Трение и износ в машинах, вып. 16. М., изд-во АН СССР, 1962, с. 151-218.

3. М о ш к о в А.Д. Пористые антифрикционные материалы. М., Машиностроение, 1968. 207 с.

4. Х а н д е л ь с м а н Ю.М., Р о м а н о в а Н.А. Капиллярный механизм подпитки миниатюрных опор скольжения. - Тр. НИИЧаспрома, вып. 6, 1971, с. 196-202.

5. Х а н д е л ь с м а н Ю.М., Р о м а н о в а Н.А. Экспериментальное исследование капиллярного механизма подпитки. - Тр. НИИЧаспрома, вып. 7, 1971, с. 110-117.

6. А я о т с М.А., К л е й с И.Р., Л э э с Р.Х. Установка для исследования проницаемости пористых миниатюрных втулок. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1978, № 455, с. 29-32.

7. Л э э с Р.Х. Некоторые аспекты изучения проницаемости миниатюрных пористых подшипников скольжения. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1978, № 455, с. 21-28.

8. РТМ 25-115-73. Детали приборостроения, изготавливаемые методом порошковой металлургии. Общие технические требования.

9. О л е х а, J. Základní charakteristiky pórovitých samomazných ložisek. - Strojírenská výroba, 1977, 25, N 7, 491-495.

10. О л е х а, J. Studie vztahu mezi propustností a životností pórovitých samomazných ložisek. Kand. dis. práce, FJFI-ČVUT, Praha, 1976.

11. С а м е r о n, А., М о r g a n, V.Т., S t a i n s b y, А.Е. Critical conditions for hydrodynamic lubrication of porous metal bearings. - Proc. Inst. Mech. Engrs, London, 1962, Vol. 176, N 28, 761-770.

12. Y o k o t a, М., G o t o, Т., M i t a n i, Н. The influence of permeability on the bearing performance of the oil impregnated tin bronze sintered bearings. - J. Jap. Soc. Powder and Powder Met., 1976, 22, N 8, 279-285 (Jap.).

13. В о d d e n, W. Einfluß der Porenstruktur auf das Laufverhalten von Sinterlagern. - Haus Techn. Vortragsveröff., 1968, N. 170, 18-27.

M. Ajaots, R. Lees

Characteristics of Porous Structure of Miniature  
Sintered Bushings

Summary

In this paper the experimental data of establishing some characteristics of porous structure (porosity, permeability) of miniature sintered bushings are presented. The size of iron powder and the wall thickness were varied during the manufacturing of bushings. The permeability of porous wall, being an essential characteristic for the self-lubricating bearings, is much more sensitive to the changes in porous structure than the porosity. The dependence of gas permeability upon the test gas pressure is underlined, that is why the use of Klinkenberg procedure for establishing the true permeability is necessary.



П.К. Каллас, Л.Э. Вальдма

ХАРАКТЕР ИЗНАШИВАНИЯ СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ  
В СТРУЯХ ГИДРОАБРАЗИВА И АБРАЗИВА

Спеченные твердые сплавы, имеющие ряд специальных свойств, как правило, показывают также повышенную по сравнению со сталью сопротивляемость воздействию твердых частиц, увлекаемых струей газа или жидкости. В связи с этим представляет большой интерес характер изнашивания твердых сплавов, который несмотря на имеющиеся многочисленные работы еще мало изучен, в частности, безвольфрамовых твердых сплавов, которые являются перспективными в области конструкционных материалов со специальными свойствами.

В данной работе изучен характер изнашивания карбидо-титановых твердых сплавов с никель-кобальт-хромовой жаропрочной связкой при соотношении компонентов соответственно 4:3:1. Свойства сплавов приведены в работе [1]. В зависимости от технологических режимов и содержания связки (от 30 до 40 %) их твердость  $HV\ 830 - HV\ 1350$  кгс/мм<sup>2</sup>, величина карбидных зерен 1,66–4,95 мкм. Исследован также характер изнашивания карбидохромовых сплавов [2] с 10 и 30 % никелевой связки величиной карбидов 4–23,2 мкм и твердостью  $HV\ 750 - HV\ 1290$  кгс/мм<sup>2</sup>.

Из карбидовольфрамовых сплавов подвергался изучению стандартный сплав ВК15 с твердостью по Виккерсу  $I220$  кгс/мм<sup>2</sup>.

Гидроабразивное изнашивание проводилось на установке, описание которой приведено в [3], абразивное – на ЦУК-3М [4]. Скорость струи была 80 м/с, углы атаки 30, 60 и 90°. В качестве абразивов применялись кварцевый песок твердостью  $II00 - I200$  кгс/мм<sup>2</sup> и окислы железа твердостью 500–800 кгс/мм<sup>2</sup>.

при зернистости 0, I-0,3 мм. Для выявления процесса изнашивания применялось последовательное фотографирование на оптическом микроскопе при изнашивании одного и того же участка нетравленного шлифа. Для иллюстрации основных видов разрушения поверхности при изнашивании в гидроабразивной и абразивной струях представлены фотографии, полученные на растровом микроскопе (фиг. I).

а)

б)



Фиг. 1. Поверхности карбидтитановых сплавов с 30 % связки, изношенные гидроабразивной струей:  
 а)  $d_{cp} = 4,95$  мкм, НУ 1020 кгс/мм<sup>2</sup>, абразив - кварцевый песок, угол атаки 90°, х2500;  
 б)  $d_{cp} = 2,29$  мкм, НУ 1340 кгс/мм<sup>2</sup>, абразив - окислы железа, угол атаки 60°, х10500.

На основе микрофотографий типичными признаками разрушения поверхности твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива являются: 1) разрыхление связки; 2) разрушение межфазных границ; 3) разрушение межзеренных границ; 4) растрескивание крупных карбидных зерен и удаление их осколков; 5) выкрашивание мелких карбидов (I-3 мкм). В результате этих явлений на поверхности материала образуются кратеры.

Выяснилось, что в данных условиях испытаний характерные признаки разрушения при разных углах атаки как в струе абразива, так и в струе гидроабразива одинаковы.

В рассматриваемых сплавах карбиды занимают свыше 70 % объема, расчетное расстояние между соседними карбидными зернами не превышает 1,6 мкм. Таким образом, величина аб-

Разивных частиц превышает на 2 порядка толщину прослоек связки. Из этого следует, что удары абразивных частиц воспринимаются в основном карбидами.

Предполагая, что карбидные зерна удаляются целиком, без разрушения, проведем ориентировочный расчет для определения числа ударов (числа циклов), необходимых для отделения одной карбидной частицы твердого сплава. Среднее количество циклов  $n$  определяется по формуле [5]:

$$n = \frac{N_A}{N_M},$$

где  $N_A$  – количество абразивных частиц в 1 кг абразива;  
 $N_M$  – количество карбидных зерен, удаляемых 1 кг абразивных частиц.

Результаты расчетов приведены в табл. I. Масса карбидного зерна составляет  $10^{-6}$ – $10^{-3}$  от массы абразивной частицы.

Т а б л и ц а I  
 Количество циклов  $n$  для удаления карбидного зерна при гидроабразивном изнашивании

Абразив		Оксиды железа			Кварцевый песок		
Масса 1 частицы, мг		0,0266			0,0147		
$N_A$		$376 \cdot 10^5$			$68 \cdot 10^6$		
Твердый сплав	$d_{cp}$ , мкм	у г р о л а т а к и					
		30°	60°	90°	30°	60°	90°
КТНКХ40	1,66	0,89	0,77	1,7	0,1	0,04	0,04
КТНКХ40	3,74	2,4	3,2	3,1	0,65	0,26	0,24
КТНКХ30	4,95	12	4,8	11,2	1,45	0,56	0,5
КТНКХ30	2,29	2,3	2,8	2,1	0,25	0,09	0,09
КХН10	4,18	13,1	8,8	9,2	0,7	0,26	0,24
КХН30	14,5	192	122	164	14,7	6,9	7,4
КХН10	23,2	463	336	324	16,7	11,7	11,9
КХН30	5,07	17,9	10,4	11,4	1,08	0,47	0,42
ВК15	2	10,8	10,8	9,6	0,36	0,17	0,18

Примечание: КТНКХ40 – карбидтитановый сплав с 40 % связки  
 КХН10 – карбидхромовый сплав с 10 % связки  
 $d_{cp}$  – средняя величина карбидов.

Из таблицы видно, что с увеличением размера карбидного зерна  $n$  резко возрастает. Это объясняется тем, что интенсивность изнашивания растет линейно с увеличением размера карбидов [1], а их количество уменьшается при этом пропорционально в третьей степени. Поскольку крупные карбиды растрескиваются под ударами абразивных частиц, то в таком случае по  $n$  для целой карбидной частицы нельзя судить об износостойкости твердого сплава. Если продукты изнашивания состоят в основном из целых карбидных зерен (мелкие карбиды  $I-3$  мкм), тогда  $n = 0,04-10,8$ . Относительной износостойкости больше 10 можно ожидать, когда количество циклов превышает 0,4. С изменением количества циклов  $10,8/0,04 = 270$  раз и интенсивности изнашивания в 340 раз процесс изнашивания мелкозернистых твердых сплавов не изменяется.

В случае пластичных сплавов, когда твердость абразива выше твердости материала, при изнашивании в струе абразивных частиц среднее количество циклов  $I < n < 10$  [5].

В наших опытах встречались и  $n < I$ , т.е. одним ударом возможно удаление нескольких карбидных зерен. Однако количество циклов в случае пластичных металлов и твердых сплавов указывает на то, что износостойкость твердых сплавов с мелкими карбидами определяется в основном сопротивлением связующего металла полидеформационному процессу разрушения. Вместе с тем, при  $n = 10$  ВК15 показывает высокую износостойкость относительно стали 45 (HV200), которая находится в пределах 140-450 в зависимости от угла атаки при гидроабразивном изнашивании.

При низких температурах ( $T/T_{пл} < 0,2-0,3$ ) макроскопическая деформация карбидов является хрупкой вследствие высоких барьеров Пайерлса-Набарро, препятствующих движению дислокаций. Возможна микропластическая деформация, связанная с перемещением дислокаций на небольшие расстояния. Предпочтительным механизмом разрушения оказывается хрупкое разрушение по механизму развития трещин Гриффитса, зарождение которых происходит вследствие скопления дислокаций перед какими-либо дефектами решетки и слияния головных дислокаций [6]. Следовательно, карбиды могут разрушаться хрупко или по усталостному процессу разрушения. Учитывая, что



крупные карбиды удаляются в виде осколков, число которых трудно определимо, количество циклов для удаления продукта износа должно быть фактически значительно ниже приведенного в табл. I. По имеющимся в литературе данным при циклическом деформировании в упругой области значение количества циклов до разрушения превышает  $10^3$  [7]. Из этого следует, что карбидные зерна не могут разрушаться по усталостному процессу. Они растрескиваются от одного удара, достаточного для создания в материале разрушающих напряжений, или удаляются без разрушения.

Крупнозернистые твердые сплавы по износостойкости в несколько раз уступают мелкозернистым сплавам вследствие растрескивания карбидов [1, 2]. Ввиду этого повышение износостойкости твердых сплавов целесообразно проводить путем уменьшения размера карбидов в процессе изготовления сплава. Если карбиды не разрушаются, повышение износостойкости возможно воздействием на связку и межфазовую границу, например, путем легирования [8].

## В ы в о д ы

1. При изнашивании безвольфрамовых карбидотитановых и -хромовых, а также карбидовольфрамовых твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива со скоростью 80 м/с (абразивы кварцевый песок и окислы железа) основными видами разрушения поверхности материала оказались разрыхление связки, разрушение межфазных и межзеренных границ, растрескивание крупных карбидов и удаление их осколков, выкрашивание мелких карбидов (1-3 мкм).

2. Для выкрашивания мелких карбидов требуется небольшое количество (до 10) ударов абразивных частиц.

3. Карбиды разрушаются не по усталостному процессу под воздействием ударов абразивных частиц, а хрупко.

4. Изменение интенсивности изнашивания мелкозернистых твердых сплавов на 2 порядка в принятых условиях испытания не сопровождается изменением характера изнашивания.

5. Для повышения сопротивления твердых сплавов воздействию ударов абразивных частиц целесообразно первоначаль-

чально уменьшить размер карбидов путем изменения технологических режимов, затем повысить сопротивление связки полидеформационному процессу разрушения и прочность сцепления карбид-связка путем легирования.

### Л и т е р а т у р а

1. В а л ь д м а Л.Э., К у д р я в ц е в В.А., К а л л а с П.К. Влияние технологических факторов на механические свойства спеченных сплавов TiC-Ni-Co-Cr. - Порошковая металлургия, 1977, № I, с. II-16.

2. П и р с о Ю.Ю., В а л ь д м а Л.Э. Влияние технологических факторов и состава на свойства карбидохромовых спеченных твердых сплавов. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1977, № 417, с. 19-28.

3. В а л ь д м а Л.Э. и др. О методике исследования изнашивания материалов гидроабразивной струей. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1975, № 381, с. 33-38.

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

5. У у э м ь и с Х.Х., К л е й с И.Р. Исследование единичных следов удара и продукта износа при абразивной эрозии. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1970, сер. А, № 294, с. 35-49.

6. С а м с о н о в Г.В., У п а д х а я Г.Ш., Н е ш п о р В.С. Физическое материаловедение карбидов. Киев, Наукова думка, 1974. 455 с.

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

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

P. Kallas, L. Valdma

Wearing Character of Sintered Hard  
Alloys in the Hydroabrasive and  
Abrasive Streams

Summary

The wearing mechanism of TiC-Ni-Co-Cr,  $Cr_3C_2$ -Ni and WC-Co hard alloys in the hydroabrasive and abrasive (quartz sand and iron scale) streams with the velocity 80 m/s is studied. The main reasons of material surface destruction lie in polydeformation fracturing of binder phase, fracturing of interface and intergrain boundaries, cracking of coarse carbide grains, pulling out coarse grain fragments and fine carbide grains. A few (up to 10) strokes of abrasive particles are sufficient to pull out a fine carbide grain. To increase the wear resistance of hard alloys it is necessary, first of all, to diminish the carbide grain size and thereafter increase the low-cycle fatigue limit of binder phase and the strength of the interface carbide-binder.



Х.Х. Ууэмйис, А.Т. Балбат

О ВЛИЯНИИ ДОБАВОК ВОДЫ И  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  НА  
ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ  
УДАРНЫХ ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЕЙ

Предыдущими исследованиями [1, 2] установлено, что добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , других неабразивных порошков и воды к абразивам существенно повышают интенсивность изнашивания сталей и других металлов при абразивной эрозии. Достоверность таких результатов подтверждается тем, что влияние добавок установлено на различных типах испытательных установок для исследования абразивной эрозии.

Для выявления подобного влияния в случае использования измельчителей ударного действия была проведена серия экспериментов на полупромышленном дезинтеграторе и центробежной ударной мельнице на базе центробежного ускорителя ЦУК-П. Основные данные об этих установках приведены в [3, 4]. При экспериментах на дезинтеграторе применяли пятирядный ротор с круглыми пальцами с максимальным наружным диаметром 684 мм. Количество пальцев, начиная с внутреннего круга, составляло 35, 57, 69, 72 и 76. Длина пальца — 50 мм. Опыты проводили при скорости вращения роторов 1500 и 3000 об/мин.

В центробежно-ударной мельнице применяли ротор с диаметром 600 мм. Образцы, по которым определяли потери веса, были поставлены под углом атаки  $\sim 90^\circ$  в отношении потока материала. Скорость ротора — 108 м/с. Производительность мельницы составляла 0,5 т/ч. Опытные образцы для обеих установок были изготовлены из углеродистой конструкционной стали Ст3. Абразивным материалом служил кварцевый песок карьера "Мяннику", из которого были отсеяны крупные частицы размером выше 1,6 мм.

Добавка  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  представляла собой тонкодисперсный порошок без остатка на сите 0,2 мм суммарным содержанием активной  $\text{CaO} + \text{MgO}$  около 75 %.

Дополнительно была исследована добавка СЖК (кислота жирная синтетическая  $\text{C}_{10} - \text{C}_{16}$  и  $\text{C}_{17} - \text{C}_{20}$  для мыловаренной промышленности, ОСТ 38-7-25-73), действие которой следовало установить в связи с применением дезинтеграторов при помоле гидрофобного мела.

Основные результаты экспериментальных исследований представлены в табл. 1 и 2. Как видно из табл. 1, ряды соотношений интенсивностей изнашивания чистым кварцевым песком пальцев различных кругов и наружного (т.е. пятого круга) в некоторой степени отличаются при скоростях вращения 1500 и 3000 об/мин. Такой характер изменения интенсивностей изнашивания в более широком диапазоне скоростей вращения установлен и в предыдущих исследованиях. Если при  $n = 3000$  об/мин характер рядов при всех добавках практически не изменяется, то при более низкой скорости происходят некоторые изменения, а именно - наиболее высокое соотношение интенсивностей изнашивания наблюдается у пальцев второго круга.

Результаты исследования влияния различных добавок в дезинтеграторе (как по отдельным кругам, так и суммарного) и в центробежно-ударной мельнице представлены в табл. 2. Если при скорости вращения  $n = 1500$  об/мин все испытанные добавки вызывают увеличение интенсивности изнашивания, то при  $n = 3000$  об/мин влияние воды становится противоположным.

Степень влияния добавок  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и СЖК практически одинакова при обеих скоростях вращения.

В центробежно-ударной мельнице при скорости  $v_{\tau} = 108 \text{ м/с}$  влияние добавок воды и  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  в целом выше, чем в дезинтеграторе.

При содержании в песке 7,5 % воды на поверхностях плит образуется слой из смеси измельченного песка и воды, снижающий интенсивность изнашивания плит.

## Относительный износ пальцевых кругов дезинтегратора

№ п/п	Материал	Относительный износ пальцевых кругов											
		При скорости вращения $n \approx 3000$ об/мин				При скорости вращения $n \approx 1500$ об/мин				При скорости вращения $n \approx 750$ об/мин			
		I	II	III	IV	I	II	III	IV	I	II	III	IV
		КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ	КРУГ
1.	Чистый песок	3,86	3,25	1,83	1,45	I	3,55	3,54	2,13	1,77	I	I	I
2.	Песок + 2,5 % воды	3,87	3,23	1,80	1,46	I	3,74	3,83	1,89	1,57	I	I	I
3.	Песок + 7,5 % воды	5,26	3,79	1,98	1,52	I	1,40	2,96	1,21	1,76	I	I	I
4.	Песок + 2,5 % $\text{Ca(OH)}_2$	4,19	3,55	2,09	1,63	I	3,37	4,61	2,26	1,88	I	I	I
5.	Песок + 7,5 % $\text{Ca(OH)}_2$	4,62	3,91	2,48	2,02	I	2,61	4,03	1,70	1,45	I	I	I
6.	Песок + 0,3 % СЖК	5,03	4,12	2,68	2,33	I	2,95	3,59	1,96	1,82	I	I	I

## Относительная абразивность различных смесей песка

№ п/п	Материал	Относительная абразивность																	
		Дезинтегратор n=3000 об/мин					Дезинтегратор n=1500 об/мин					Центро-Сежно-ударная мельница							
		общая	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	общая	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам	по пальцевым кругам			
1.	Чистый песок	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I	I		
2.	Песок + 2,5 % воды	0,95	0,96	0,95	0,94	0,96	0,97	0,97	0,97	0,97	1,07	1,15	1,18	0,97	0,97	0,97	1,09	1,45	
3.	Песок + 7,5 % воды	0,89	1,08	0,92	0,85	0,83	0,79	1,14	0,59	1,26	0,86	1,50	0,86	1,50	1,50	1,50	1,50	1,11	1,11
4.	Песок + 2,5 % Са(ОН) <sub>2</sub>	1,16	1,15	1,16	1,22	1,19	1,06	1,17	1,03	1,42	1,15	1,16	1,16	1,16	1,16	1,16	1,09	1,93	1,93
5.	Песок + 7,5 % Са(ОН) <sub>2</sub>	1,50	1,43	1,46	1,67	1,55	1,41	1,46	1,20	1,85	1,30	1,34	1,34	1,34	1,34	1,34	1,63	1,80	1,80
6.	Песок + 0,3 % СЖК	2,24	2,15	2,14	2,49	2,48	1,95	2,24	2,19	2,40	2,26	2,38	2,38	2,38	2,38	2,38	1,98	2,42	2,42



Существенную разницу в степени влияния вышеуказанных добавок в дезинтеграторе и центробежно-ударной мельнице можно объяснить следующими обстоятельствами:

— изнашивание в центробежно-ударной мельнице происходит под воздействием частиц, атакующих ударную плиту при угле атаки  $\alpha = 90^\circ$ , т.е. в условиях наибольшего влияния добавок. В дезинтеграторе с круглыми пальцами спектр углов атаки колеблется в больших пределах, и "средний" угол атаки может находиться в пределах  $40...50^\circ$ ;

— как известно из предыдущих исследований, степень влияния добавок снижается с уменьшением крупности частиц. В отличие от центробежно-ударной мельницы в дезинтеграторе средняя крупность соударяющихся частиц уменьшается от внутреннего круга к наружному;

— не исключено влияние возможного процесса сепарации в роторах, что может привести к неравномерному распределению добавок в рабочем объеме дезинтегратора;

— в дезинтеграторе при скорости вращения  $n=3000$  об/мин температура в зоне измельчения превышает  $200^\circ\text{C}$ , что ведет к испарению воды.

#### В ы в о д ы

1. Добавки воды и  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  при измельчении кварцевого песка в дезинтеграторе и центробежно-ударной мельнице ведут к изменению интенсивности изнашивания цилиндрических пальцев и ударных плит.

2. Добавка воды в пределах  $2,5...7,5\%$  ведет в дезинтеграторе при скорости вращения  $n = 3000$  об/мин к снижению интенсивности изнашивания, а при  $n = 1500$  об/мин к небольшому повышению интенсивности изнашивания.

3. Добавка  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  ведет в обеих мельницах к повышению интенсивности изнашивания.

#### Л и т е р а т у р а

1. У. У. э м н и с Х. Х., Балбат А. Т. О влиянии добавок на интенсивность измельчения и изнашивания. — Сб. трудов НИПСиликатобетона, 1973, № 7, с. 109-122.

2. Ю к с т и Л.А., К л е й с И.Р. Некоторые результаты исследования эрозии металлов в струе влажного абразива. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, серия А, 1973, № 347, с. 39-47.

3. К л е й с И.Р. Об изнашивании металлов в абразивной струе. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, серия А, 1959, № 168.

4. Разработка технологии помола меда для комбикормовой промышленности и конструкции помольного агрегата. НТО НИПСиликатобетона, Таллин, 1975, с. 41-66.

H. Uuemõis, A. Balbat

Über den Einfluss des Zusatzes von Wasser und  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  auf die Verschleissintensität der Mahlorgane von Schlagmühlen

Zusammenfassung

Es wird der Einfluss des Zusatzes von Wasser und Löschkalk zum Quarzsand auf die Verschleissintensität der Mahlplatten von Schlagmühlen und der Stifte von Desintegratoren untersucht.

Es wurde festgestellt, dass der Zusatz von Wasser beim Zermahlen von Sand die Verschleissintensität der Arbeitsorgane einer Zentrifugal-Schlagmühle um ein 1,5-faches vergrößert, die Verschleissintensität der Stifte des Desintegrators jedoch schwankt in Abhängigkeit vom Mahlvorgang im Bereich von 10 Prozent.

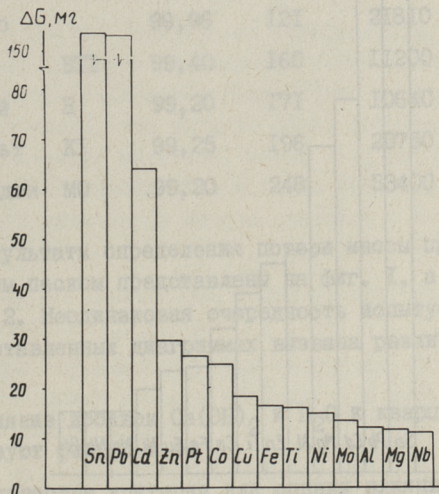
Der Zusatz von  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  führt bei beiden Mühlenarten zu einem bis zweifachen Anwachsen der Verschleissintensität.

УДК 621.318

Х.Х. Ууэмыйс, А.Т. Балбат,  
Ю.А. Тадольдер

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СУХОЙ ДОБАВКИ  $\text{Ca}(\text{OH})_2$   
И ВОДЫ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ НЕКОТОРЫХ  
ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

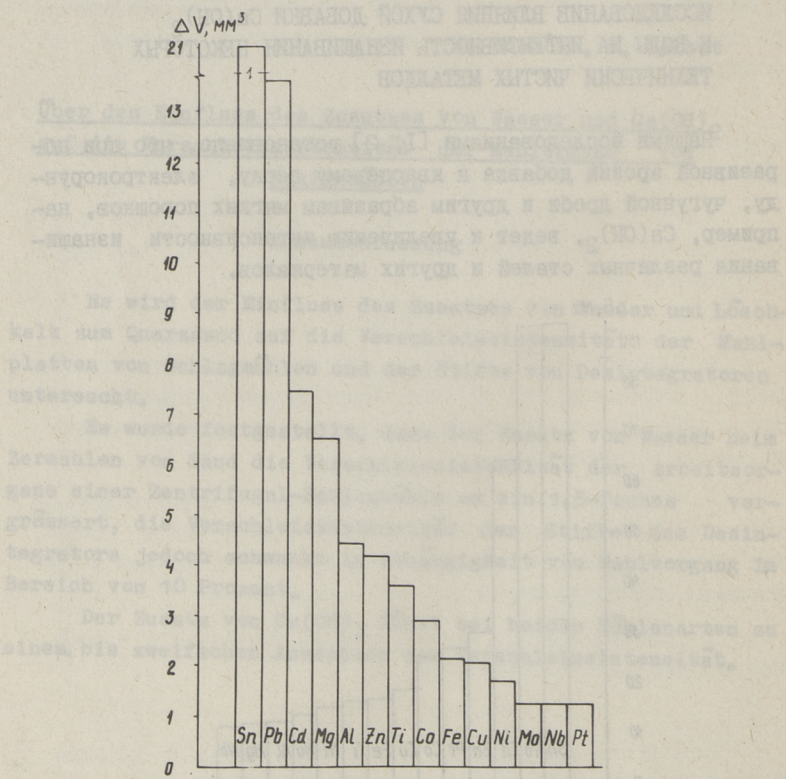
Нашими исследованиями [1, 2] установлено, что при абразивной эрозии добавка к кварцевому песку, электрокорунду, чугунной дробы и другим абразивам мягких порошков, например,  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , ведет к увеличению интенсивности изнашивания различных сталей и других материалов.



Фиг. 1. Весовой износ технически чистых металлов при абразивной эрозии чистым кварцевым песком.

В данной работе исследовано влияние добавки гашеной извести  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и воды на интенсивность изнашивания ряда технически чистых металлов. При исследовании, в основном, применены образцы, использованные ранее Ю. Тадольдером [3].

Эксперименты проводились на центробежном ускорителе ЦУК-II при скорости удара  $v = 83$  м/с и угле атаки  $90^\circ$  с фракцией  $0,2 \div 1,0$  мм кварцевого песка карьера "Мянику" и с добавкой к нему 2,5 %  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  или 2,5 % воды. Перед опытами добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  или  $\text{H}_2\text{O}$  тщательно перемешивали с просушенным песком. Данные о применяемых технически чистых металлах приведены в таблице I.



Фиг. 2. Объемный износ технически чистых металлов при абразивной эрозии чистым кварцевым песком.

Т а б л и ц а I

Испытанные на изнашивание технически чистые  
металлы и их свойства

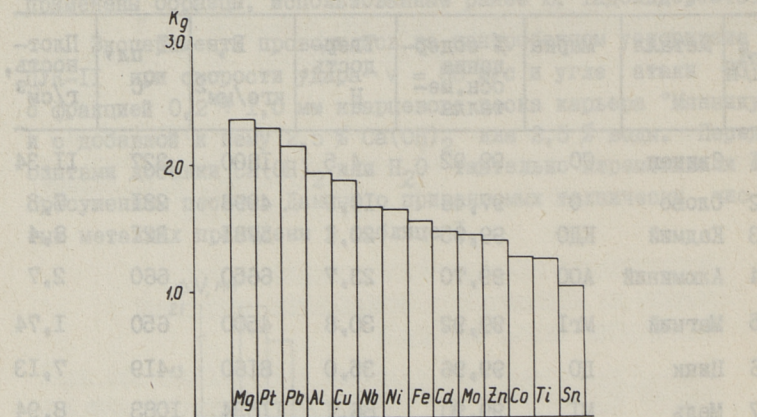
№ П/П	Металл	Марка	% содер- дания осн. ме- талла	Твер- дость, Н	Е, кгс/мм <sup>2</sup>	Т пл, °С	Плот- ность, г/см <sup>3</sup>
I	Свинец	СО	99,92	4,5	1800	327	11,34
2	Олово	О	97,46	10,9	4998	231	7,3
3	Кадмий	КДО	99,95	20,1	5781	321	8,4
4	Алюминий	А00	99,70	23,7	6650	660	2,7
5	Магний	МгI	99,92	30,8	4500	650	1,74
6	Цинк	ЦО	99,96	35,0	8160	419	7,13
7	Медь	МI	99,90	86,1	11534	1083	8,94
8	Платина	ПлI	99,97	92,0	16300	1769	21,45
9	Никель	НО	99,98	97,0	21220	1452	8,8
10	Армко- железо		99,96	121	21810	1539	7,8
11	Титан	ВТИ	99,40	160	11200	1668	4,54
12	Ниобий	Н	99,20	171	10640	2468	8,57
13	Кобальт	КI	99,25	196	20750	1493	8,9
14	Молибден	МО	99,20	248	33400	2610	10,22

Результаты определения потери массы при эрозии чистым кварцевым песком представлены на фиг. 1, а потери объема — на фиг. 2. Неодинаковая очередность испытуемых материалов на представленных диаграммах вызвана различиями в плотности.

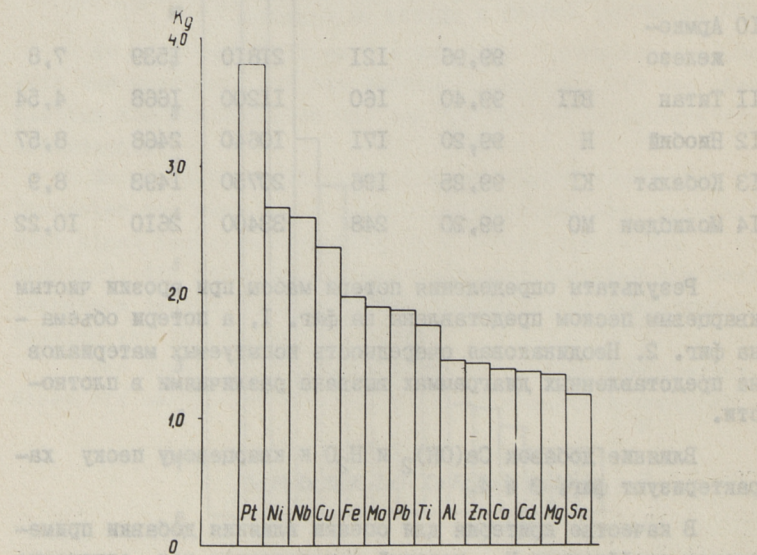
Влияние добавок  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  к кварцевому песку характеризуют фиг. 3 и 4.

В качестве критерия для оценки влияния добавки применяется коэффициент  $K_d$ , который определяется как отношение потери массы или объема при изнашивании с добавкой к поте-

ре массы или объема при изнашивании без добавки. Как видно из фиг. 3, наибольшее влияние оказывает добавка воды на износ магния, платины, свинца; влияние добавки воды на износ олова практически отсутствует.



Фиг. 3. Величина коэффициента  $K_D$  для различных технически чистых металлов при абразивной эрозии в струе кварцевого песка с добавкой воды.



Фиг. 4. Величина коэффициента  $K_D$  для различных технически чистых металлов при абразивной эрозии в струе кварцевого песка с добавкой  $Ca(OH)_2$ .

На фиг. 4 представлены результаты исследования влияния  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Можно заметить, что все испытанные металлы чувствительны в отношении сухой добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ . Наивысшая степень влияния наблюдается при изнашивании платины, самая низкая, как и в случае воды — у олова. Можно отметить низкое влияние добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  на износ магния, показывающего повышенную чувствительность к добавке воды. Неожиданной, на наш взгляд, оказалась высокая чувствительность известного инертного металла платины как в случае добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , так и  $\text{H}_2\text{O}$ . Тем самым частично опровергается вероятность прохождения химических реакций на поверхности изнашиваемого металла как источника, вызывающего повышенную интенсивность изнашивания.

Анализ результатов, представленных на фиг. 3 и 4, показывает, что несмотря на разную очередность, в рядах металлов существует определенная общность в характере влияния как сухой добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , так и  $\text{H}_2\text{O}$  — обе добавки ведут к существенному повышению интенсивности изнашивания технически чистых металлов, частичным исключением является только олово (при добавке  $\text{H}_2\text{O}$ ).

Исследование зависимости коэффициента  $K_d$  от продолжительности процесса изнашивания также указывает на некоторое сходство механизмов воздействия обоих видов добавок. Установлено, что влияние обеих добавок, в зависимости от испытуемых металлов, может быть максимальным в начальной стадии изнашивания и затем снижаться; либо имеет минимальную величину в начале процесса с последующим увеличением.

На основе проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. При абразивной эрозии кварцевым песком испытанные технически чистые металлы обнаруживают чувствительность к добавке в песок  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и воды.

2. Чувствительность платины к обеим добавкам частично опровергает гипотезу о роли химических реакций на изнашиваемой поверхности как одного из факторов, являющихся причиной повышенной интенсивности изнашивания.

3. Существует определенное сходство в механизмах воздействия сухой добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  при изнашивании технически чистых металлов, для выявления сущности которого требуются дополнительные исследования.

#### Л и т е р а т у р а

1. Ю к с т и Л.А., К л е й с И.Р. Некоторые результаты исследования эрозии металлов в струе влажного абразива. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, серия А, 1973, № 347, с. 39-47.

2. У у э м н й с Х.Х., Б а л б а т А.Т. О влиянии добавок на интенсивность измельчения и изнашивания. - Сб. трудов НИИСицилатобетона, 1973, № 7, с. 109-122.

3. Т а д о л ь д е р Ю.А. Некоторые количественные зависимости изнашивания технически чистых металлов. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, серия А, 1966, № 237, с. 3-13.

H. Uuemõis, A. Balbat, J. Tadolder

#### Untersuchungen über den Einfluss von trockenem Zusatzstoff $\text{Ca}(\text{OH})_2$ und Wasser auf die Verschleissintensität einiger technisch reiner Metalle

#### З а м е т к а

Es wird der Einfluss des Zusatzes von Löschkalk oder Wasser zum Quarzsand auf die Verschleissintensität 14 verschiedener Metallarten beim Strahlverschleiss untersucht.

Es wurde festgestellt, dass diese Zusatzstoffe einen wesentlichen Einfluss auf die Verschleissintensität ausüben, wobei sie bei den meisten Metallarten um ein 1,5-2-faches anwächst.



О ВЫБОРЕ И ОЦЕНКЕ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ УДАРНЫХ  
ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЕЙ

При разработке и эксплуатации помольного оборудования в настоящее время основным критерием в выборе и оценке эффективности материалов для рабочих органов измельчителей является износостойкость.

Известно, что долговечность рабочих органов различных машин зависит от износостойкости применяемых материалов. Об этом упоминается в работах М. Тененбаума [1], К. Веллинге-ра и Х. Уеца [2]. На определении износостойкости базируется разработанная И. Клейсом [3] расчетная методика прогнозирования износа деталей машин.

Наиболее существенным недостатком показателя износостойкости в качестве критерия эффективности применения материала в ударных измельчителях является то обстоятельство, что все изменения, происходящие при соударении, в этой характеристике не отражены.

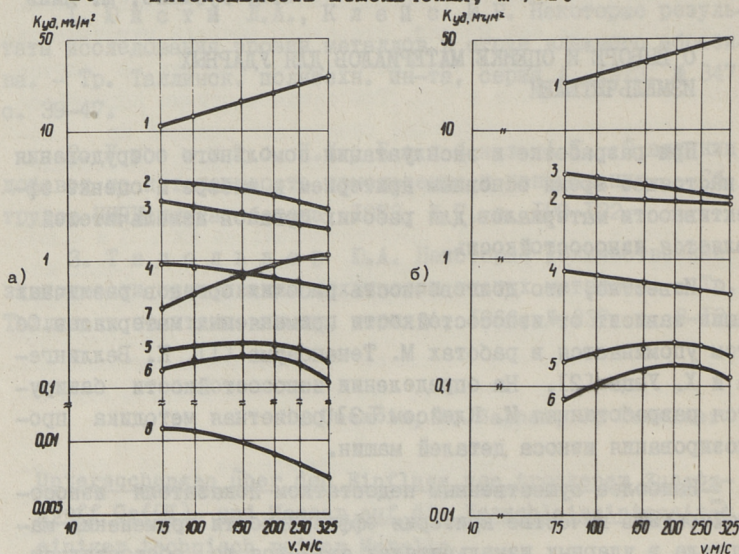
Таким показателем, комплексно характеризующим износ материала рабочих органов ударных измельчителей и сопутствующее измельчение абразивных частиц, является удельный расход металла для получения единицы новой поверхности ( $K_{уд}$ ). Показатель удельного расхода металла является характеристикой, определяющей техническую эффективность применения материалов в рабочих органах измельчителей.

Однако наряду с технической характеристикой для оценки экономической эффективности предлагается показатель  $K_c$ , характеризующий стоимость единицы новой поверхности с учетом удельного расхода металла.

Под термином "удельный расход металла" подразумевается количество металла (сплава), расходуемое на получение 1 м<sup>2</sup> новой поверхности измельчаемого материала:

$$K_{уд} = \frac{K}{\Delta e \cdot 1000} \text{ мг/м}^2, \quad (I)$$

где  $K_{уд}$  - удельный расход металла, мг/м<sup>2</sup>;  
 $K$  - интенсивность изнашивания, г/кг;  
 $\Delta e$  - интенсивность измельчения, м<sup>2</sup>/кг.



Фиг. 1. Зависимость удельного расхода металла  $K_{уд}$  от скорости соударения  $v$ .

Материал поверхности соударения ударных плит: 1,7 - сталь Ст3, 2 - спеченный твердый сплав ВК15, 3 - то же, ферро TiC, 4 - то же, ВК60М, 6,8 - то же, ВК3М. Абразивы: кварцевый песок и цементный клинкер (кривые 7 и 8). Угол атаки: а -  $\alpha = 90^\circ$ , б -  $\alpha = 30^\circ$ .

Для построения кривых (фиг. 1), характеризующих зависимость удельного расхода металла от скорости соударения, воспользовались зависимостями (2) и (3):

$$K = av^m \quad (2)$$

$$\Delta e = bv^n, \quad (3)$$

где  $K$  - интенсивность изнашивания;

- $\Delta e$  — прирост удельной поверхности;  
 $v$  — скорость соударения;  
 $m, n$  — показатель степени;  
 $a, b$  — коэффициент.

Учитывая непостоянство показателя степени  $m$  в формуле (2), наблюдаемое у ряда спеченных твердых сплавов, можно ожидать, что в случае применения таких материалов, начиная с определенной скорости соударения, удельные затраты металла начнут уменьшаться.

Результаты экспериментов, проведенных на центробежном ускорителе ВК2 [4] показывают, что при применении в качестве поверхности соударения ударных плит стали Ст3 удельный расход металла с увеличением скорости соударения увеличивается как при угле  $\alpha = 90^\circ$ , так и при  $\alpha = 30^\circ$  (фиг. 1).

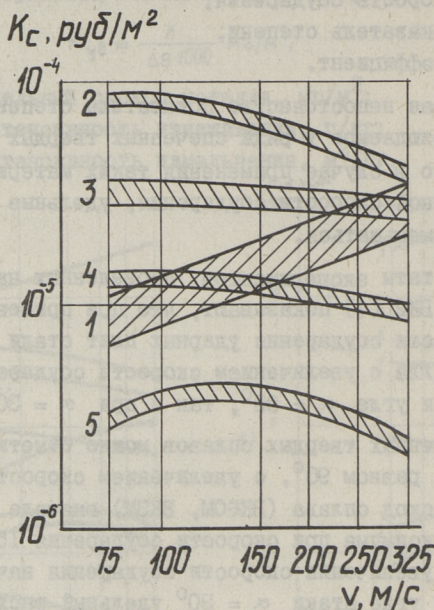
У спеченных твердых сплавов можно отметить, что при угле атаки, равном  $90^\circ$ , с увеличением скорости соударения удельный расход сплава (ВК60М, ВКЗМ) вначале увеличивается, достигая максимума при скорости соударения 150 м/с, а при дальнейшем увеличении скорости соударения начинает уменьшаться. При угле атаки  $\alpha = 30^\circ$  удельный расход этих сплавов достигает максимума при скорости соударения 200 ... 250 м/с. При дальнейшем увеличении скорости  $K_{уд}$  уменьшается, но остается по абсолютной величине более высоким, чем при угле атаки, равном  $90^\circ$ .

При испытании спеченных твердых сплавов (ВК15, ферро TiC и ТНМ-20) наблюдались те же закономерности, что и для сплавов ВК60М и ВКЗМ, но удельный расход достигал максимального значения уже при скорости 75 м/с.

Основной причиной уменьшения удельного расхода металла при повышенных скоростях соударения являются изменения в закономерностях разрушения абразива. Существенное влияние на  $K_{уд}$  имеют физико-механические свойства поверхности соударения ударных плит.

Анализ полученных результатов показывает, что при увеличении скорости соударения от 150 до 325 м/с у всех испытанных спеченных твердых сплавов удельный расход сплава уменьшается в 1,5...1,8 раза, в то время как у стали Ст3 наблюдается увеличение удельного расхода металла примерно в

2,5 раза. Полученный результат имеет существенное значение при выборе материалов для ударных измельчителей.



Фиг. 2. Зависимость удельной стоимости единицы новой поверхности  $K_c$  от скорости соударения  $v$ .

Материал поверхности соударения ударных плит:

1 - сталь Ст3, 2 - спеченный твердый сплав BK15,

3 - то же, ферро TiC, 4 - то же, TiN20,

5 - то же, BK3M.

Угол атаки  $\alpha = 90^\circ$ ,

Абразив: кварцевый песок.

Износостойкие спеченные твердые сплавы из-за высокой их стоимости и дефицитности применяются для защиты рабочих органов редко. Существует мнение, что их применение экономически не оправдано. Созданию такого мнения содействовало отсутствие четкой методики определения удельной стоимости единицы новой поверхности. Нами предлагаемый показатель  $K_c$  характеризует экономическую эффективность применения материала и рассчитывается по формуле:

$$K_c = K_{уд} K_1 C 10^{-7} \text{ руб/м}^2, \quad (4)$$

где  $K_c$  - удельная стоимость единицы новой поверхности, руб/м<sup>2</sup>;

- $K_{уд}$  - удельный расход металла, мг/м<sup>2</sup>;  
 $C$  - стоимость одного мг сплава или стали в рублях;  
 $K_1$  - коэффициент, учитывающий затраты, связанные с заменой изношенных ударных плит.

Анализ полученных данных (фиг. 2) показывает, что при расчете стоимости единицы новой поверхности при применении разных ударных плит, твердые сплавы на базе карбида вольфрама (ВКЗМ, ВК60М) в 3...6 раз экономичнее стали Ст3 по всему диапазону принятых скоростей. Из безвольфрамовых сплавов особое значение имеют сплавы на базе карбида титана (ТНМ-20). Их применение целесообразно, начиная со скорости соударения  $v = 150...160$  м/с.

#### В ы в о д ы

1. Сценка эффективности применения различных материалов для рабочих органов измельчителей только по показателю относительной износостойкости ведет к недоучету специфики работы ударных измельчителей.

2. Предлагаемые характеристики  $K_{уд}$  и  $K_C$  хорошо характеризуют как техническую, так и экономическую эффективность применения износостойких материалов в рабочих органах измельчителей.

3. Удельный расход металла  $K_{уд}$  при применении стали Ст3 с увеличением скорости соударения в пределах от 75 до 325 м/с увеличивается по степенной зависимости.

4. Удельный расход  $K_{уд}$  и удельная стоимость единицы новой поверхности  $K_C$  спеченных твердых сплавов на базе карбидов вольфрама и титана в диапазоне скоростей от 75 до 325 м/с имеют тенденцию либо к плавному уменьшению в сторону больших скоростей соударения, либо к увеличению до определенной критической скорости с последующим снижением.

#### Л и т е р а т у р а

1. Т е н е н б а у м М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М., Машиностроение, 1976. 270 с.

2. W e l l i n g e r, K., U e t z, H. Verschleiß durch Wirkung von körnigen mineralischen Stoffen. - Materialprüfung, 1967, Nr. 5.

3. Клейс И.Р. Некоторые исследования по абразивной эрозии. Док. дисс., Таллин, 1967. 271 с.

4. Клейс И., Уэзмийс Х. Новые механические установки для исследования эрозии. — Вестник машиностроения, 1971, № 9.

H. Uuemõis, M. Piel

### Über die Wahl und Bewertung von Werkstoffen für Schlagmühlen

#### Zusammenfassung

Im Artikel werden Daten über die Wahl und Bewertung von Werkstoffen für Schlagmühlen dargebracht. Die Bewertung der Effektivität verschiedener Werkstoffe nach der relativen Verschleissfestigkeit führt zur Unbeachtung der spezifischen Eigenheiten von Schlagmühlen.

Die vorgeschlagenen Kennziffer  $K_{sp}$  und  $K_k$  charakterisieren sowohl die technische als auch die wirtschaftliche Effektivität der Anwendung verschleissfester Stoffe in Mahlorganen.

**TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED**

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 620.193.1

И.Р. Клейс, Д.С. Аренс-  
бургер, А.Ф. Соколов,  
Л.А. ЮкстиОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ СПЕЧЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ В ТУРБИННЫХ  
МЕЛЬНИЦАХ

Используемые в настоящее время рабочие органы турбинных мельниц изготавливаются из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и имеют ресурс 3-4 месяца в зависимости от типа размалываемого пигмента. Рабочие органы, статор и ротор, представляют собой сварную конструкцию массой 20 и 10,5 кг соответственно и используются однократно.

Характер износа рабочих органов описан в работе [1]. Их материал также испытывает коррозионное воздействие щелочной среды, усиленное, по-видимому, наличием в ней добавок поверхностно-активных веществ.

Недостаточный срок службы в сочетании с труднодоступностью рабочих органов для осмотра и ремонта делает задачу повышения их долговечности достаточно сложной и не решенной до настоящего времени. При рассмотрении этой задачи можно выделить два возможных направления:

1. Упрочнение поверхности рабочих органов твердыми и достаточно толстыми покрытиями (плазменными, детонационными и др.).

2. Изготовление наиболее быстроизнашивающихся деталей из материалов с высокой твердостью, например, твердых сплавов.

Достоинством первого направления является возможность сохранения существующей технологии и материалов, а следовательно, простоты конструкции и ее высокой механической прочности, особенно, если покрытия будут наноситься на готовое изделие. Однако технологические трудности таких способов достаточно велики.

Второе направление несложно в технологическом смысле, но выдвигает на первый план вопросы конструкционного оформления армированных рабочих органов. Некоторые из них рассматриваются в настоящей работе.

Поскольку долговечность рабочих органов в первую очередь определяется сроком службы лопаток, было испытано несколько вариантов армирования их твердым сплавом, а также полная замена твердосплавными. Чертежи лопаток и сопряженных с ними участков дисков приведены на фиг. 1.

Испытывались следующие варианты:

1. Наклеивание твердосплавных пластин на стальную основу лопаток и межлопаточных промежутков в дисках.

2. Напайка таких же пластин.

3. Крепление лопаток сваркой с помощью промежуточных стальных шипов, одним концом запаиваемых в твердый сплав.

4. Механическое крепление лопаток.

По каждому из вариантов было изготовлено 1-2 комплекта рабочих органов, которые испытывались в натуральных условиях турбинной мельницы МТБ-355 на Рубежанском химкомбинате.

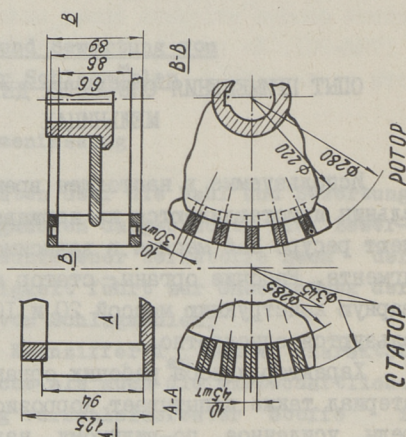
Перед началом этой работы потребовалось установить тип твердого сплава, наиболее подходящего для работы в турбинной мельнице. Было сделано сравнение технологических и эксплуатационных особенностей трех типов твердых сплавов:

1. На базе карбида вольфрама с кобальтовой связкой - ВК15.

2. На базе карбида титана с никельмолибденовой связкой - КТМ30.

3. На базе карбида хрома с никелевой связкой - КХН15.

Все сплавы испытывались в виде напаяек размером



Фиг. 1. Чертеж участка рабочих органов в месте крепления лопаток.



30x30x2 мм на поверхности лопаток статора в натуральных условиях в течение 3-4 месяцев.

Недостатком первого сплава является низкая коррозионная стойкость, вследствие чего износ напаяек из него оказался выше, чем у сплава КХН15, хотя в нейтральных средах обычно наблюдается обратное [1]. Следует упомянуть также дефицитность ВК-сплавов.

Недостаток второго сплава состоит в сложности технологии его вакуумного спекания и чувствительности свойств к углеродному потенциалу печной среды.

Наиболее подходящим оказался карбидохромовый сплав. Основным его недостатком по сравнению с двумя предыдущими состоит в меньшей ударной вязкости, что в данном случае не играет существенной роли. Достоинствами карбидохромового сплава являются:

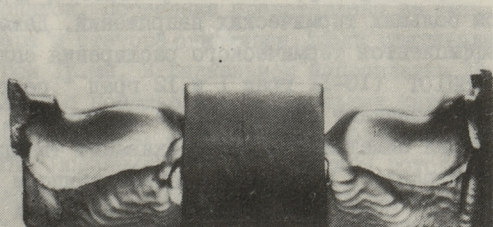
- высокая износ- и коррозионная стойкость,
- простота технологии и недефицитность компонентов.

Вид лопатки статора с напайкой после испытаний представлен на фиг. 2.

В то время как стальные участки лопатки изнашивались более чем на 50 % сечения, у твердого сплава КХН15 лишь слегка округлились кромки.

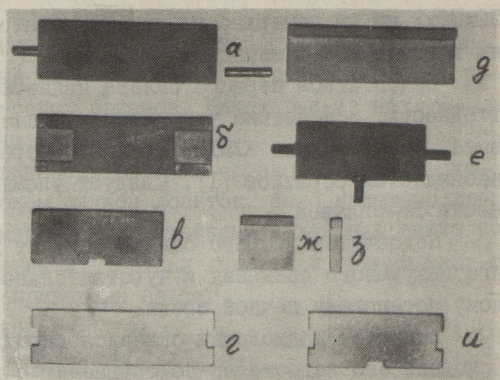
Формы твердосплавных деталей, использованных в работе, приведены на фиг. 3.

Г-образные детали. фиг. 3, д, ж, з использовались для наклеивания или напайки на стальную основу. Наклеивание производилось с помощью эпоксидного компаунда ЭД-20 на собранные и сваренные статор и ротор после соответствующей подготовки поверхности лопаток (царапание, обезжиривание, сушка). На пробных образцах испытывалась прочность клеевого соединения на растяжение (сдвиг), оказавшаяся равной 50-90 кгс/см<sup>2</sup>. Статор и ротор с



Фиг. 2. Стальная лопатка статора с твердосплавной напайкой после испытаний.

наклеенными твердосплавными пластинами проработал в натуральных условиях 21 день, после чего было обнаружено, что твердый сплав отстаёт от стальной основы, а прослойка клея потеряла адгезию со склеенными поверхностями, и может быть отделена от них в виде тонких пластин. Такой результат позволяет считать компаунд ЭД-20 непригодным для работы в турбинной мельнице.



Фиг. 3. Виды твердосплавных деталей для армирования рабочих органов.

Попытки замены склеивания твердосплавных пластин их пайкой также не дали положительных результатов. Это связано с необходимостью пайки деталей с относительно большими поверхностями, например, 90x25 мм у статора, и возникновением при этом больших термических напряжений. Даже при малом отличии коэффициентов термического расширения сплава КХН15 и стали 12Х18Н10Т (10-11 град<sup>-1</sup> и 12 град<sup>-1</sup> соответственно) после пайки возникают столь высокие напряжения, что происходит деформация биметалла и растрескивание твердого сплава. Пайка осуществлялась медно-серебряным припоем ПСр25 при температуре 800 °С методом наложения в защитной среде водорода.

С целью сохранения апробированной сварной конструкции были изготовлены ротор и статор с целиком твердосплавными лопатками. Лопатки по фиг. 3, а, в, е имели в торцовых частях запаянные в отверстия стальные штифты диаметром 5 мм, либо пластины толщиной 3 мм, фиг. 3, б. Штифты и пластины вставлялись в соответствующие отверстия и пазы в дисках статора и ротора и закреплялись в них сваркой. Отверстия для вставления штифтов в твердом сплаве высверливались в неспеченных прессовках. Пайку вели припоем ПСр25, сварку - нержавеющей электродом ЭА-2Б.

Рабочие органы такой конструкции проработали до разрушения около I месяца. Наиболее характерным видом разрушения был излом лопатки в месте пайки, реже встречалось разруше-

ние места приварки штифта. В последнем случае возникала вибрация лопатки, приводившая к разбиванию паза в диске, куда она вставлялась своим торцом.

Анализ причин разрушения паяно-сварных вариантов статора и ротора приводит к заключению, что основной причиной его была неравномерная нагрузка креплений. Из-за неизбежных отклонений длины спеченных лопаток от расчетной, ввиду значительной их усадки (15–17 мм), практически невозможно равномерное прилегание дисков к торцам 30–45 лопаток одновременно и более короткие из них оказываются вовсе незащемленными и держатся лишь на тонком 5-миллиметровом штифте, приваренном к диску. Штифт при этом работает на изгиб с вибрацией, а также возможно изнашивается струей абразива, проходящей между торцом лопатки и диском.

Поскольку варианты клеенных и паяно-сварных рабочих органов разрушились ввиду низкой механической прочности так, что даже не удалось выяснить их долговечности, связанной с высокой износостойкостью твердого сплава, было решено испытать разборную конструкцию, допускающую частичную или полную замену разрушенных лопаток. Последние представлены на фиг. 3, г, и. Конструкции ротора и статора однотипны. Диски стягивались пятью болтами диаметром 12 мм. В радиальном направлении лопатки фиксировались либо с помощью четырехугольных шайб, входящих в паз на торце лопатки, либо плоским кольцом, укладываемым в пазы дисков. Опасения, что срок службы ротора и статора будет определяться износом незащищенного стяжного болта, не оправдались, ибо, как оказалось, уменьшение износа твердосплавных лопаток рабочих органов ведет к одновременному снижению износа всех сопряженных с ними стальных деталей, в том числе и болтов. Фотография статора в процессе сборки представлена на фиг. 4. В 1976/77 году было изготовлено и испытано три комплекта таких рабочих органов, выдержавших эксплуатацию в течение 10 месяцев. После этого без видимого износа лопаток и разрушения стяжных болтов раскололось несколько лопаток в статоре и роторе, и они были сняты для ремонта.

Причинами разрушения разборных органов можно полагать те же, что были характерны и для паяно-сварных вариантов. Из них основной причиной следует считать неодинаковую длину лопаток, и связанную с этим неодинаковую их нагрузку при сборке и в эксплуатации. В пользу такого предположения гово-

рит то обстоятельство, что дольше проработали ротор и статор, у которых при сборке торцы были уплотнены заливкой эпоксидной смолы.

При длине лопаток ротора и статора 72 и 98 мм соответственно колебание их длины после

спекания составляет  $\pm 0,5$  мм и большая точность может быть достигнута лишь алмазной шлифовкой, провести которую, однако, не удалось.

Другим важным обстоятельством, затрудняющим применение твердых сплавов в турбинных мельницах является постоянное наличие в последних различных посторонних предметов (болты, жесть, керамика), могущих попасть в рабочий орган. В настоящее время при использовании стальных рабочих органов какого-либо отделения таких предметов от пигмента не производится, ибо их попадание в прочный стальной рабочий орган не опасно.

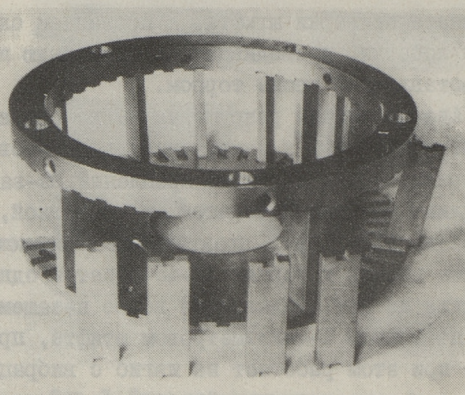
Положение сильно меняется при переходе от стальных к армированным твердым сплавом рабочим органам. В последнем случае опасность представляют как сами посторонние предметы, так и осколки, возникающие при поломке твердого сплава.

## В ы в о д ы

1. Использование карбидохромового твердого сплава позволяет значительно повысить долговечность рабочих органов турбинных мельниц.

2. Наиболее подходящей является разборная конструкция рабочих органов с твердосплавными лопатками равной длины.

3. Необходимым условием успешного применения твердых сплавов для армирования рабочих органов является безусловная



Фиг. 4. Статор в процессе сборки.

чистота размалываемых пигментов от посторонних твердых предметов.

## Л и т е р а т у р а

И. Клейс И. Р., Вальдма Л. Э., Соколов А. Ф., Пирсо Ю. Ю., Паппель Т. А. Характер изнашивания рабочих органов турбоизмельчителей. - Химическое и нефтяное машиностроение, 1977, № 5, с. 33-34.

I. Kleis, D. Arensbürger,  
A. Sokolov, L. Üksti

### Über die Anwendung der Zinterteilen in der Turbinenmühle

#### Zusammenfassung

Im vorliegenden Artikel sind Ergebnisse der Anwendung der gesinterten Materialien in den Arbeitsorganen der Turbinenmühle beschreiben worden. Es wird gezeigt, dass die Absage von der Schweisskonstruktion des Arbeitsorgans eine Aufgabe der festen und zuverlässigen Aufstellung der abnutzfesten Konstruktionselementen stellt.



В.А. Кудрявцев, Л.Э.Вальдма

ВОПРОСЫ ОКАЛИНОСТОЙКОСТИ КАРБИДОТИТАНОВЫХ  
СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Карбид титана ввиду высокой сопротивляемости износу, коррозионно- и термостойкости применяется как составляющая жаропрочных материалов для изготовления деталей высокотемпературных узлов. В качестве связки для карбида титана нашел большое применение коррозионностойкий никель-кобальт-хромовый сплав. Как показал ряд исследований на механические свойства, износо- и термостойкость этих карбидотитановых спеченных твердых сплавов существенно влияет, кроме состава [1], ряд технологических факторов [2,3,4].

Целью данной работы является изучение влияния технологических факторов на высокотемпературное окисление TiC-Ni-Co-Cr сплавов. Ввиду многочисленности исследуемых факторов для исследования был применен линейный математический план, аналогичный плану в [4] с теми же факторами и интервалами их варьирования.

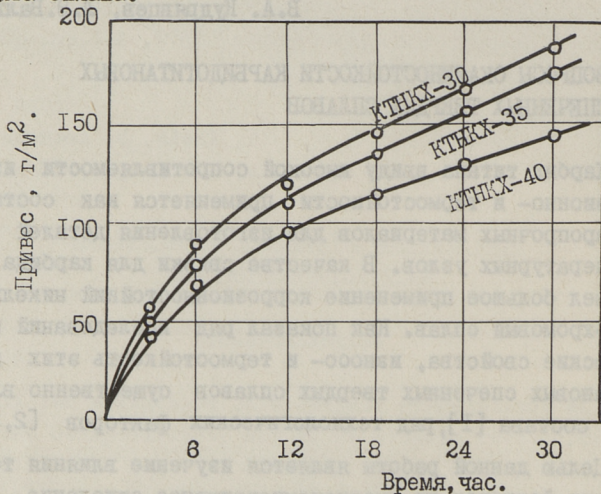
Окислению на воздухе при 900 °С подвергались по три полированных образца из каждой серии. В качестве количественной оценки показателя окисления был выбран весовой - изменение веса образца в результате окисления, отнесенное к единице поверхности [5].

$$K_{\text{вес}} = \frac{g_1 - g_0}{S_0} \text{ г/м}^2, \quad (I)$$

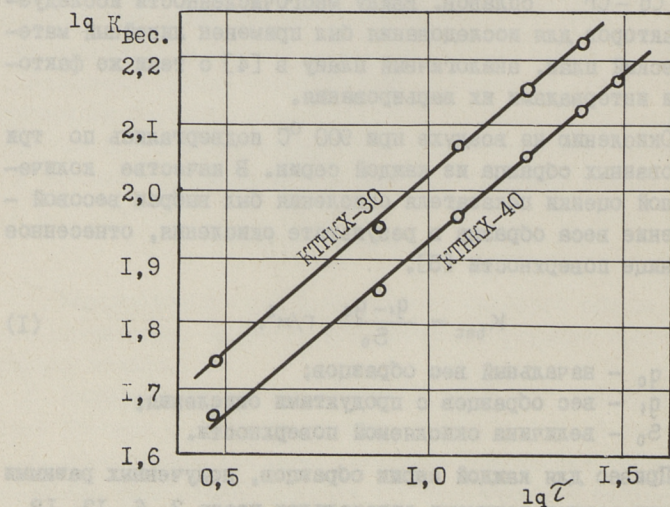
где  $g_0$  - начальный вес образцов;  
 $g_1$  - вес образцов с продуктами окисления;  
 $S_0$  - величина окисляемой поверхности.

Привес для каждой серии образцов, полученных разными технологическими режимами, определялся после 3, 6, 12, 18,

24 и 30 часов выдержки. Результаты испытаний приведены в табл. I. Как видно из хода кривых на фиг. I, построенных по средним значениям привеса при фиксированных значениях количества связки, сплавы с большим содержанием связки имеют большую окалинность, т.е. меньший привес. Это вызвано увеличением содержания более окалинстойкого компонента сплава.

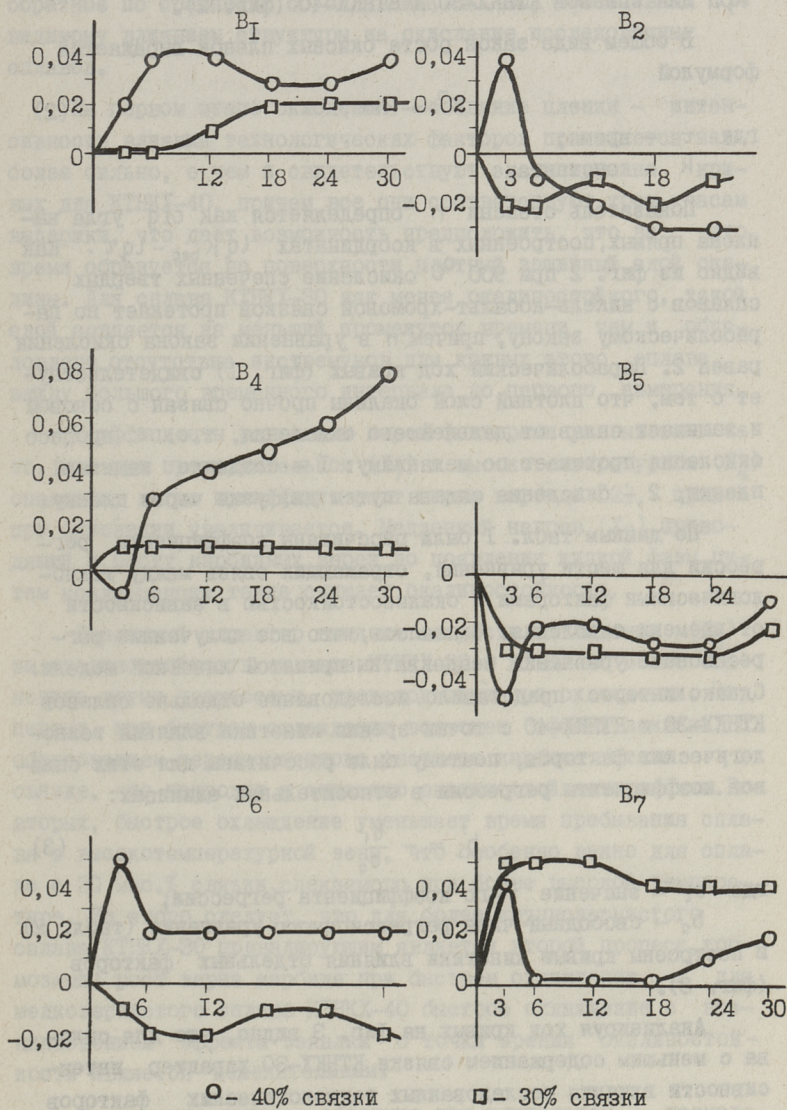


Фиг. 1. Кинетика окисления сплавов.



Фиг. 2. Зависимость  $lg K_{\text{вес.}}$  от  $lg \tau$  для сплавов КТНХХ при  $900^{\circ}\text{C}$ .





Фиг. 3. Кинетика интенсивности влияния технологических факторов.

Для установления закономерностей окисления исследуемых сплавов был построен график зависимости  $\lg K_{\text{вес}}$  от  $\lg \tau$  для сплавов КТНХ-30 и КТНХ-40 (фиг. 2).

В общем виде закон роста окисных пленок выражается формулой

$$K^n = k \cdot \tau, \quad (2)$$

где  $\tau$  — время;  
 $k$  — константа.

Показатель степени  $n$  определяется как  $\text{ctg}$  угла наклона прямых, построенных в координатах  $\lg K_{\text{вес}} - \lg \tau$ . Как видно из фиг. 2 при  $900^\circ\text{C}$  окисление спеченных твердых сплавов с никель-кобальт-хромовой связкой протекает по параболическому закону, причем  $n$  в уравнении закона окисления равен 2. Параболический ход кривых (фиг. 1) свидетельствует о том, что плотный слой окислы прочно связан с основой и защищает сплав от дальнейшего окисления, т.е. процесс окисления протекает по механизму: 1 — создание защитной пленки, 2 — окисление сплава путем диффузии через пленку.

По данным табл. I были рассчитаны коэффициенты регрессии для шести уравнений, отражающих связь между технологическими факторами и окалинностью в зависимости от времени окисления. Оказалось, что все полученные регрессионные уравнения неадекватны принятой линейной модели. Однако интерес представило исследование отдельно сплавов КТНХ-30 и КТНХ-40 с точки зрения кинетики влияния технологических факторов, поэтому были рассчитаны для этих сплавов коэффициенты регрессии в относительных единицах:

$$b'_i = - \frac{b_i}{b_0}, \quad (3)$$

где  $b_i$  — значение  $i$ -го коэффициента регрессии;  
 $b_0$  — свободный член регрессионного уравнения (табл. 2) и построены кривые кинетики влияния отдельных факторов (фиг. 3).

Анализируя ход кривых на фиг. 3 видно, что для сплава с меньшим содержанием связки КТНХ-30 характер интенсивности влияния исследованных технологических факторов более монотонный. На всех кривых, за исключением фактора интенсивности размола ( $X_1$ ) для сплава КТНХ-40 имеются

экстремумы в начальном периоде окисления, причем направление влияния такого фактора, как скорость охлаждения ( $X_6$ ), обратное по сравнению со сплавом КТНХ-30, что вызвано по-видимому влиянием структуры на окисление исследованных сплавов.

На первом этапе окисления - создание пленки - интенсивность влияния технологических факторов проявляется наиболее сильно, о чем и свидетельствуют экстремумы на кривых для КТНХ-40, причем все они соответствуют трем часам выдержки, что дает возможность предположить, что за это время образуется на поверхности плотный защитный слой окислы. Для сплава КТНХ-30 как менее окислостойкого, такой слой создается за меньший промежуток времени, чем и обусловлено отсутствие экстремумов для кривых этого сплава, ввиду большого временного интервала до первого измерения.

Коэффициенты регрессии перед факторами указывают на то, что при продолжительном ( $X_7$ ) и высокотемпературном ( $X_4$ ) спекании, когда происходит рост зерна карбида [2], привес при окислении увеличивается. Медленный нагрев ( $X_5$ ), приводящий к росту карбидных зерен до появления жидкой фазы путем коалесценции также снижает окислостойкость.

Различный характер влияния скорости охлаждения ( $X_6$ ) на окислостойкость сплавов КТНХ-30 и КТНХ-40 можно объяснить двумя процессами, происходящими при охлаждении. Во-первых, при быстром охлаждении возможен "эффект закалки" с образованием перенасыщенного раствора карбида титана в связке, что приводит к снижению окислостойкости связки. Во-вторых, быстрое охлаждение уменьшает время пребывания сплава в высокотемпературной зоне, что особенно важно для сплава с 30 мас.% связки, спекаемого при более высокой температуре. Из этого следует, что для более крупнозернистого сплава КТНХ-30 превалирующим является второй процесс, тормозящий рост зерна карбида при быстром охлаждении, а для мелкозернистого сплава КТНХ-40 быстрое охлаждение с возникновением "эффекта закалки" с точки зрения окислостойкости является нежелательным.

Увеличение привеса образцов при длительном размоле ( $X_1$ ) объясняется загрязнением сплава продуктами износа размольных тел, обладающими низкой окислостойкостью.

Т а б л и ц а I

Привес образцов в зависимости от количества  
связки и длительности окисления

Се- рия	Код-во связки мас. %	К <sub>вес.</sub> , г/м <sup>2</sup> в зависимости от продолжитель- ности нагрева в часах					
		3	6	12	18	24	30
I		61,5	98,3	128,3	160,3	184,5	207,3
2		61,7	97,9	130,5	164,0	190,0	215,1
5		64,3	99,6	130,8	162,5	187,4	210,4
6	30	59,8	94,5	125,7	158,1	182,9	205,8
13		47,2	75,8	103,8	130,5	149,2	171,1
14		53,1	87,0	117,2	139,9	161,5	184,9
17		52,9	85,3	116,2	144,5	165,5	185,7
18		42,3	68,5	92,6	115,8	132,7	150,1
3		59,6	73,3	94,8	115,8	131,1	144,1
4		49,2	77,1	100,9	121,9	138,5	153,5
7		45,1	71,1	94,6	116,0	132,6	148,7
8	40	52,6	81,2	109,6	135,7	157,2	178,6
11		44,3	71,0	94,7	114,8	130,9	159,1
12		40,2	69,8	96,1	119,4	136,4	154,1
15		42,8	66,4	88,0	103,3	116,3	127,3
16		36,1	59,3	79,6	98,0	111,1	125,1
9	35	51,4	84,4	113,7	142,2	164,0	185,3
10		49,3	80,7	109,7	138,2	161,1	182,8

Изменение направления влияния технологических факторов  $X_3$  и  $X_4$  в начальном и последующем этапе окисления вызвано, по-видимому, присутствием хрома в сплаве. Известно [6], что распределение хрома зависит от его взаимодействия с карбидом титана и особенно от содержания углерода в сплаве. По данным [7] малые добавки карбида хрома (< 2 %) к карбиду титана ухудшают его окалиностойкость. Наличие углерода - "донора" в засыпке способствует уменьшению карбида хрома в карбиде титана, особенно на поверхности образца, давая возможность хрому карбидизироваться без на-

Значение относительных коэффициентов регрессии (в числителе для КТНХ-30,  
в знаменателе для КТНХ-40)

Время охла- ждения, ч	Значение $b_i$ при факторах							
	время размола, ч	содержание графита в засыпке, %	температура спекания, °С	скорость нагре- ва, °/мин	скорость охлаж- дения, °/мин	время изотер- мической вы- держки		
	$X_0$	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	$X_7$
3	I	0	-0,02	0,01	-0,03	-0,01	-0,01	0,05
	I	0,02	0,04	-0,01	-0,05	0,05	0,05	0,04
6	I	0	-0,02	0,01	-0,03	-0,02	-0,02	0,05
	I	0,04	-0,01	0,03	-0,02	0,02	0,02	0
12	I	0,01	-0,01	0,01	-0,03	-0,02	-0,02	0,05
	I	0,04	-0,02	0,04	-0,02	0,02	0,02	0
18	I	0,02	-0,02	0,01	-0,03	-0,01	-0,01	0,04
	I	0,03	0,03	0,05	-0,03	0,02	0,02	0
24	I	+0,02	-0,01	0,01	-0,03	-0,01	-0,01	0,04
	I	0,03	-0,03	0,06	-0,03	0,02	0,02	0,01
30	I	0,02	-0,01	0,01	-0,02	-0,02	-0,02	0,04
	I	0,04	-0,03	0,08	-0,01	0,02	0,02	0,02

рушения решетки карбида титана. Это может привести к обеднению твердого раствора карбидом хрома до критического значения ( $< 2\%$ ) и вызвать увеличение привеса, особенно в начальный период окисления, когда пленка окалины формируется за счет приповерхностных областей сплава. Высокая температура спекания ( $X_4$ ) способствует более полному протеканию процесса образования твердого раствора карбида хрома в карбиде титана, выводя состав его из критической области.

## В ы в о д ы

1. С использованием метода математического планирования эксперимента изучено влияние основных технологических факторов и состава на окалиностойкость карбидтитановых спеченных твердых сплавов.

2. Установлено, что кроме состава все исследованные технологические факторы оказывают влияние на окалиностойкость исследованных сплавов.

3. Наилучшей окалиностойкостью обладают мелкозернистые сплавы, полученные при кратковременном низкотемпературном спекании с быстрым нагревом, т.е. оптимальный технологический режим, обеспечивающий наивысшие механические свойства и износостойкость, является оптимальным и по окалиностойкости.

## Л и т е р а т у р а

1. В а л ь д м а Л.Э., К у д р я в ц е в В.А. Некоторые вопросы по оптимизации состава жаропрочных карбидтитановых сплавов. Тезисы докладов I Республиканской конференции по порошковой металлургии "Эрозионностойкие спеченные материалы и их применение". Таллин, 1975, с. 19.

2. В а л ь д м а Л.Э., К у д р я в ц е в В.А., К а л л а с П.К. Влияние технологических факторов на механические свойства спеченных сплавов TiC-Ni-Co-Cr. — Порошковая металлургия, 1977, № I(169), с. II-16.

3. Der Einfluss technologischer Faktoren auf die Hydroabrasiv-Verschleissfestigkeit der Titankarbid-Sinterlegier-

ungen. - VI Internationale Pulvermetallurgische Tagung in DDR. Band 2, Dresden, 1977, S. 43-1...43-16.

4. В а л ь д м а Л.Э., К у д р я в ц е в В.А. В о п р о с ы термостойкости карбидтитановых спеченных твердых сплавов. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1977, № 417, с.11-17.

5. В о й т о в и ч Р.Ф., П у г а ч Э.А. Окисление тугоплавких соединений. Справочник. Киев, Наукова думка, 1968. 84 с.

6. Н а в е к о т т е, W.L. Warmfeste und Korrosionsbeständige Sinterwerkstoffe. 2. Plansee Seminar "De re metallica", Wien, 1956, 111.

7. Е р е м е н к о В.Н. Титан и его сплавы. Изд. АН УССР, Киев, 1960. 500 с.

V. Kudrjajtsev, L. Valdma

### Über die Zunderbeständigkeit der Titan-Sinterhartmetalle

#### Zusammenfassung

Im vorliegenden Beitrag wird mit Hilfe mathematischer Methoden der Versuchsplanung der Einfluss der Herstellungsfaktoren auf Zunderbeständigkeit der TiC-Ni-Co-Cr Legierungen untersucht. Es ist festgestellt, dass die Verkleinerung der Karbidkörner wesentlich die Zunderbeständigkeit erhöht, das mit einer geringen Sinterdauer, niedrigen Sintertertemperatur und grossen Aufheizgeschwindigkeit erreichbar ist.





Я.П. Кюбарсепп, Л.Э. Вальдма

ПРОБЛЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛЬНОЙ СВЯЗКИ  
КЕРМЕТОВ TiC-СТАЛЬ

Наш опыт изготовления керметов TiC-сталь показывает, что применение известных стандартных сталей в качестве связки, как это часто практикуется (см. например [I, 4, 8, II]), часто не позволяет получить сплавы с оптимальными свойствами. Это обусловлено значительным влиянием состава стальной связки на спекаемость и полученную после спекания структуру стальной связки.

Карбид титана в составе спеченных керметов TiC-сталь не является инертным составляющим, повышающим только твердость и износостойкость, но в значительной степени может изменить состав применяемой стальной связки. Это происходит в основном из-за:

- 1) растворения в стали карбида титана и попадания таким образом в связку углерода и титана;
- 2) растворения в стали свободного углерода карбида титана;
- 3) растворения легирующих элементов стали в карбиде титана.

Кроме вышеперечисленных причин, состав стальной связки определяется еще разной летучестью легирующих элементов во время спекания в вакууме в присутствии жидкой фазы.

Таким образом, основной проблемой при создании керметов TiC-сталь является конструирование специальных стальных связок для конкретных случаев практики.

Целью настоящей работы было выявление влияния некоторых легирующих элементов на свойства керметов TiC-хро-

Истятая сталь с помощью математического планирования эксперимента.

Основные требования, предъявляемые к материалу: износостойкость, химическая коррозионностойкость (окалиностойкость) при повышенных температурах для 600 °С, термостойкость, прочность и вязкость. Исследования износостойкости керметов данного типа показывают нецелесообразность введения в сплав больше 50 мас.% (61-62 общ.%), так как при этом статическая и динамическая прочность быстро падают, а износостойкость практически не повышается. Применение в сплавах TiC-хромистая сталь в составе стальной связки > 13 мас.% Cr также не является целесообразным, так как прочность с увеличением содержания хрома падает. Кроме того, 13 мас.% Cr в стальной связке обеспечивает сплавам такого типа достаточную стойкость против химической коррозии.

В данной работе было изучено влияние легирующих элементов: Ni, Mo, Si и Cu на некоторые свойства сплава, содержащего 50 мас.% TiC и 50 мас.% стали Х13. Углерод, как легирующая добавка, в состав сплава не был введен и, таким образом, углерод может попадать в стальную матрицу лишь растворением в ней TiC и свободного углерода, который содержит TiC. Легирующие элементы Ni, Mo, Si и Cu были включены в программу исследования после анализа элементов для легирования высокохромистых стандартных сталей и стальных связок керметов [1-12], а также исходя из наших опытов при создании спеченных сплавов TiC-сталь.

Для исследования была реализована полуреплика полного факторного эксперимента  $2^4$  [13] и выбрана полуреплика с генерирующим соотношением  $x_4 = x_1 x_2 x_3$ . Исследуемые факторы, их интервалы варьирования и матрица планирования приведены в табл. I, а параметры оптимизации в табл. 2.

Испытания на прочность при изгибе проводились по трехточечной схеме; расстояние между опорами 30 мм, сечение образцов 5x5 мм. Испытания на ударную вязкость проводились при расстоянии между опорами 40 мм.

Интенсивность изнашивания определяли по режиму: скорость струи 80 м/с, концентрация абразива (кварцевого пес-

ка) в воде по массе 1 %, зернистость абразива 0,1-0,3 мм, угол атаки 60°.

Т а б л и ц а I

Матрица планирования экспериментов

Факторы	Ni	Mo	Si	Cu	$X_1 X_2 = X_3 X_4$	$X_1 X_3 = X_2 X_4$	$X_1 X_4 = X_2 X_3$
	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$			
Уровень в мас. % *							
Основной (0)	2,0	2,0	1,1	1,5			
Нижний (-)	0,5	0,5	0,5	0,5			
Верхний (+)	3,5	3,5	1,7	2,5			
Интервал варьирования в мас. %	1,5	1,5	0,6	1,0			
№ серии							
1	-	-	-	-	+	+	+
2	+	-	+	-	-	+	-
3	-	-	+	+	+	-	-
4	-	+	-	+	-	+	-
5	+	+	-	-	+	-	-
6	+	-	-	+	-	-	+
7	-	+	+	-	-	-	+
8	+	+	+	+	+	+	+

\* Степень легирования приведена в % по отношению к стальной связке.

Стойкость против химической коррозии определялась путем измерения привеса образцов после окисления на воздухе при температуре 800 °С в течение 8 часов.

Термостойкость оценивалась по максимальному перепаду температур, при котором возникает первая трещина на отполированном образце при охлаждении его с высокой температуры в холодную воду с температурой 10 °С.

После математической обработки результатов были получены регрессионные уравнения, описывающие зависимость параметров оптимизации от количества легируемых добавок в стальной связке.

## Т а б л и ц а 2

Свойства исследуемых сплавов после закалки

№ серии	Прочность при изгибе $\sigma_{и, 2}$ кгс/мм <sup>2</sup>	Ударная вязкость $a_k, 2$ кгс·м/см <sup>2</sup>	Твердость по Виккерсу HV, 2 кгс/мм <sup>2</sup>	Плотность $\gamma,$ г/см <sup>3</sup>	Интенсивность изнашивания K, мм <sup>3</sup> /кгс	Привес при окислении при 800 °С на воздухе g, г/м <sup>2</sup>	Макс. перепад температур $\Delta T, ^\circ C$
1	159,2	0,190	1235	5,94	4,41	15,43	450
2	197,3	0,352	1146	5,96	5,30	21,28	550
3	179,8	0,282	1220	5,93	4,39	6,98	487
4	156,4	0,210	1195	5,95	5,04	16,13	450
5	170,7	0,254	1177	5,93	5,54	26,72	500
6	169,7	0,256	1120	5,97	5,69	27,44	475
7	184,0	0,279	1225	5,94	4,26	8,92	500
8	177,7	0,276	1158	5,95	5,60	26,38	487
Число измерений	12	6	10	10	3	4	4

Прочность при изгибе

$$\sigma_u = 174,4 + 4,50X_1 + 10,34X_2 - 3,45X_4 \quad (\text{кгс/мм}^2). \quad (1)$$

Уравнение показывает, что никель и, особенно, кремний в исследуемых пределах варьирования повышают прочность при изгибе. Молибден не влияет, а медь уменьшает прочность.

Ударная вязкость

$$a_k = 0,262 + 0,022X_1 + 0,035X_2 \quad (\text{кгс}\cdot\text{м/см}^2). \quad (2)$$

Видно, что никель и кремний примерно с такой же интенсивностью повышают ударную вязкость как и прочность при изгибе.

Влияние Ni не является неожиданным, так как повышает ударную вязкость стали, следовательно, и кермета на основе стали. Благоприятное влияние кремния можно объяснить тем, что он, восстанавливая окислы хрома и железа в процессе жидкофазного спекания, улучшает спекаемость.

Твердость

$$HV = 1184,5 - 34,3X_1 - 11,3X_4 + 13,0X_1X_2 \quad (\text{кгс/мм}^2). \quad (3)$$

Нелинейность полученного уравнения не оказалась неожиданной. В работе [14] отмечается, что использование математико-статистических методов при исследовании металлургических процессов или многокомпонентных сплавов связано с рядом трудностей. При построении модели сплава с использованием классического регрессионного анализа коррелированность элементов химического состава часто приводит к коррелированным оценкам регрессии, что затрудняет физико-химическую интерпретацию модели и усложняет задачу выявления условного экстремума.

Никель понижает твердость кермета, очевидно, потому, что увеличивает содержание остаточного аустенита, остающегося в сплаве после закалки. Медь обеспечивает некоторое понижение твердости сплава. Кремний и молибден в исследованных пределах варьирования статистически незначимо влияют на твердость. Сравнительно большой коэффициент при эффекте взаимодействия  $X_2X_4 = X_1X_2$  можно проинтерпретировать, как повышение твердости сплава при одновременном понижении содержания кремния и меди или никеля и молибдена.

### Плотность

$$\gamma = 5,95 - 0,01 x_3 x_4 \quad (\text{г/см}^3). \quad (4)$$

Уравнение можно проинтерпретировать как некоторое повышение плотности кермета при одновременном понижении содержания кремния и повышении содержания меди.

Стойкость при абразивной эрозии, выраженная как интенсивность изнашивания  $K$  в  $\text{мм}^3$  на  $\text{I кгс}$  абразива в гидробразивной струе при угле атаки  $60^\circ$ , описывается формулой

$$K = 5,03 + 0,50 x_I \quad (\text{мм}^3/\text{кгс}). \quad (5)$$

Никель, наиболее сильно уменьшающий твердость сплавов данного типа, приведет и к повышению интенсивности изнашивания.

Окалиностойкость, выраженная как привес массы сплава после окисления на воздухе при  $800^\circ\text{C}$  в течение 8 часов

$$g_8 = 17,41 + 5,54 x_2 - 4,02 x_3 - 0,68 x_4 - 1,03 x_I x_2 \quad (\text{г/м}^2). \quad (6)$$

Уравнение показывает, что никель, в исследованных пределах варьирования, ухудшает стойкость против химической коррозии. Кремний, как и при применении его в стандартных сталях, значительно улучшает окалиностойкость.

Максимальный температурный перепад, выдерживаемый сплавом без появления трещин

$$\Delta T_{\text{max}} = 487 + 16 x_I + 19 x_3 \quad (^\circ\text{C}). \quad (7)$$

Уравнение регрессии указывает на то, что увеличение содержания  $\text{Ni}$  и  $\text{Si}$  приведет к некоторому улучшению термостойкости. Это можно объяснить тем, что  $\text{Ni}$  и  $\text{Si}$ , повышая предел прочности при изгибе, повышают и предел прочности на растяжение, что благоприятно влияет на стойкость материала против термических ударов [15].

### В ы в о д ы

Анализ полученных регрессионных уравнений позволяет сделать вывод о наиболее благоприятном влиянии кремния на свойства, предъявляемые к керметам  $\text{TiC}$ -хромистая сталь. Добавки этого легирующего элемента позволяют значительно повышать статическую и динамическую прочность керметов  $\text{TiC}$ -высокохромистая сталь, в то время как на твердость и из-

носостойкость в исследованных пределах варьирования они практически не влияют. Добавки кремния улучшают также окислительно-термостойкость изученных керметов.

#### Л и т е р а т у р а

1. К и п а р и с о в С.С., Н а р в а В.К. Получение материала на основе карбида титана со связкой из легированной стали методом пропитки - Известия вузов, серия "Цветная металлургия", 1968, № 6, с. 126-130.

2. F r e h n, F. Verwendung einer Karbidhartlegierung für auf Verschleiß beanspruchte Teile für Schreibgeräte insbesondere. Schreibröhrchen für Röhrchenschreiber und Kugeln für Kugelschreiber. Заявл. 8.03.66, опубл. 22.05.69. МКИ С 22с (40в 39/14), № 1279337. Пат. ФРГ.

3. F r e h n, F. Hochverschleißfeste, bearbeitbare und härtbare Sinterstahllegierung. Заявл. 16.03.67, опубл. 26.II.70. МКИ С 22с 39/54 (40в 39/54), № 1558477. Пат. ФРГ.

4. F r e h n, F. Verwendung einer Karbidhartlegierung für auf hohen Verschleiß beanspruchte Teile von Schreibgeräten insbesondere Schreibröhrchen für Röhrchenschreiber und Kugeln für Kugelschreiber. Заявл. 10.08.67, опубл. 23.09.71. МКИ С 22с 29/00 (40в 29/00), № 1608126. Пат. ФРГ.

5. F r e h n, F. Gesinterte stahlgebundene Karbidhartlegierung. Заявл. 21.02.70, опубл. 24.02.72. МКИ С 22с 39/14 (40в 39/14), № 2008197. Пат. ФРГ.

6. F r e h n, F. Gesinterte stahlgebundene Karbidhartlegierung. Заявл. 5.01.70, опубл. 4.II.71. МКИ С 22с 29/00 (40в 39/14). № 2000257. Пат. ФРГ.

7. F r e h n, F. Verwendung einer gesinterten stahlgebundenen verschleißfestern, aushartbaren Karbidhartlegierung als Werkstoff für auf Verschleiß beanspruchte Werkstücke. Заявл. 2.I2.70, опубл. 29.II.73. МКИ С 22с 29/00 (40в 29/00), № 2059251. Пат. ФРГ.

8. P r i l l, A.L., T a r k a n, S.E. Powder metallurgy sintered corrosion and wear resistant high chromium refractory carbide alloy. Заявл. 21.10.70, опубл. 13.02.73. МКИ С 22с 29/00 (29 - 182.7), № 3715792. Пат. США.

9. F r e h n, F. Hochkorrosionsbeständige und Verschleißfeste sinterstahllegierung. Заявл. II.09.72, опубл. 4.04.74. МКИ С 22с 39/00 (40в 39/00), № 2244470. Пат. ФРГ.

10. M a l M. K u m a r, T a r k a n, S.E. Sintered steel bonded titaniumcarbide tool steel characterized by an improved combination of transverse rupture strength and resistance to thermal shock. Заявл. 29.12.72, опубл. 7.05.74. МКИ С 22с I/05 (29 - I82.8), № 3809540. Пат. США.

11. F r e h n, F. Dichtelement. Заявл. 7.08.71, опубл. 7.03.74. МКИ С 22с 29/00 (40в 29/00), № 2I39738. Пат. ФРГ.

12. Х а с и м о т о Я., Х и д а к а К. Износостойкий сплав с твердой поверхностью. Заявл. I6.05.67, опубл. I7.07.70. МКИ С 22с (I0A 6I) № 2II69. Японский пат.

13. А д л е р Ю.П., М а р к о в а Е.В., Г р а н о в с к и й Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М., Наука, 1976, 278 с.

14. Е ф и м и ч е в Ю.И. и др. Регрессионный анализ качества сталей и сплавов. М., Металлургия, 1976, с. I8.

15. F e l d, H., F i c k e l, A. Contribution to the characterization of thermal shock resistance of brittle materials. - Powder Met. Int., 1975, 7, N 4, pp. 168-169.

J. Kūbarsepp, L. Valdma

Problems of Alloying Steel Bonded  
Titanium Carbide Cermets

Summary

By means of the mathematical methods used in the planning of experiments the influence of some alloying elements (Ni, Mo, Si, Cu) on such properties of chromium steel bonded titanium carbide cermet as bending strength, resilience, hardness, abrasion resistance, scale resistance, and thermal shock resistance was investigated. The suitability of producing special steel bonds for steel bonded titanium carbide cermets is shown.



О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ КАРБИДОХРОМОВЫХ  
СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Благодаря высокой коррозионно- и эрозионностойкости карбидохромовые спеченные твердые сплавы с никелевой связкой являются перспективными материалами для деталей, которые работают в агрессивных, абразивных средах и повышенной температуре. Однако относительно низкая прочность при изгибе препятствует их широкому применению в практике.

В данной работе приведены результаты изучения процесса разрушения при трехточечном изгибе карбидохромовых спеченных сплавов разного состава и структуры. Изучались сплавы с 10 и 30 %-ми (по массе) никеля и величиной зерна от 4 до 24 мкм. Величина карбидных зерен регулировалась в основном изменением продолжительности спекания. При коротком спекании (изотермическая выдержка - 10 мин.) получали однородную мелкозернистую структуру со средней величиной зерна 4-6 мкм. При длительном спекании (100 мин) были получены крупнозернистые сплавы со средней величиной зерна 14-24 мкм. При этом отдельные карбиды зерна веретенообразной формы достигли величины 100 мкм по длинной оси. Ширина по короткой оси не превышала 10-15 мкм (фиг. 1).



Фиг. 1. Микроструктура сплава КХН-10 с неравномерной структурой (x 800). Электролитическое травление.

Металлографическими исследованиями установили, что первоначальные трещины в крупнозернистых сплавах возникают при напряжениях, составляющих лишь 15-20 % от разрушающего. Возникновение трещин преимущественно наблюдалось на крупных зернах, ориентированных длинной осью параллельно оси прогиба (фиг. 1) (ось прогиба проходит сверху вниз). Такое явление следует из закона Гука, согласно которому при упругой деформации образца в гетерогенных структурах наибольшие напряжения возникают в фазе с большим модулем упругости. Модуль упругости карбида хрома -  $38000 \text{ кг/мм}^2$  [1], а никеля -  $20400 \text{ кгс/мм}^2$  [2].

При определенных деформациях напряжения на "плохоориентированных" крупных карбидных зернах могут достигать теоретических значений, и такие зерна растрескиваются. Кроме того, в таком случае следует учитывать масштабный фактор, так как большие зерна содержат больше дефектов.

Согласно современной теории прочности каждому виду разрушений предшествует пластическая деформация, хотя бы в микрообъеме. Из-за высокого барьера Пайерлса-Набарро дислокации в карбидных зернах почти неподвижны и поэтому не было обнаружено скоплений дислокаций на карбидных зернах.

Обычно микротрещина, которая возникает при растрескивании крупного карбидного зерна, проходит через все зерно и останавливается на его границе, имея в своем конце узкие устья. Эта микротрещина может при увеличении напряжений проходить через межзеренную границу или тонкую никелевую прослойку, и превысив критическую длину Гриффитса, начать катастрофически развиваться - происходит крупное разрушение.

Таким образом, можно предполагать, что в крупнозернистых сплавах полному разрушению предшествует растрескивание "плохоориентированных" крупных карбидных зерен. Согласно модели С.Г. Тресвятского [3], прочность хрупких поликристаллических материалов определяется по прочности "наислабейшего звена", которыми могут быть карбидные зерна ( $\sigma_{кр}$ ), связывающая фаза ( $\sigma_{мф}$ ) или межфазовые границы ( $\sigma_{дгг}$ ). Очевидно, при существовании карбидного каркаса, как наблюдается в малоникелевых карбидохромовых сплавах, необходимо учитывать прочность межзеренных границ ( $\sigma_{мз}$ ). Следовательно, проч-

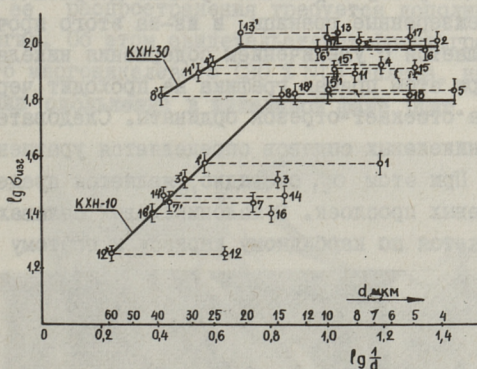
ность крупнозернистых сплавов можно качественно характеризовать неравенством

$$u_{кр} < \begin{cases} u_{мф} < u_{агз} \\ u_{агз} < u_{мф} \end{cases} \quad (1)$$

и количественно выразить формулой Петча-Орована

$$\sigma = \sigma_0 + K d_{ср}^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где  $\sigma_0$  — предел текучести карбидной фазы;  
 $d_{ср}$  — средняя величина карбидных зерен;  
 $K$  — постоянная.



Фиг. 2. Зависимость логарифма прочности от логарифма обратной величины размера карбидных зерен.

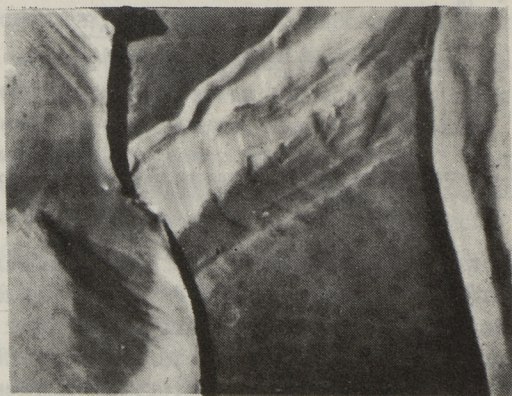
Однако экспериментальные данные не подтвердили такой зависимости (фиг. 2, правая часть). Очевидно, отклонение от прямой вызвано присутствием в структуре отдельных крупных зерен, которые растрескиваются при нагружении в первую очередь, образуя микротрещины. Следовательно, уравнение должно учитывать присутствие в сплаве таких готовых очагов разрушения. С учетом вышесказанного построен график в котором аргументом являлась средняя величина пяти крупных зерен из ста измеренных. Этим учитывалась вероятность, что хотя бы одно крупное карбидное зерно располагалось вблизи максимально растянутой поверхности длинной стороной параллельно оси прогиба. В таком случае логарифмы эксперименталь-

ных точек ложатся на прямую линию с наклоном  $1/2$  для малоникелевых сплавов (фиг. 2, левая часть), при этом продолжение линии проходит через начало координат. Следовательно, прочность таких сплавов определяется формулой Кнудсена

$$\sigma = \kappa L^{-\frac{1}{2}}, \quad (3)$$

где  $L$  — средний линейный размер определенного количества крупных карбидных зерен.

Увеличение количества никеля в сплаве уменьшает долю границ карбид-карбид и увеличивает толщину пластичных связующих прослоек. Последние являются более эффективными препятствиями для распространения трещины докритической величины, чем межзеренные границы, и из-за этого прочность сплава повышается с увеличением содержания никеля в нем (фиг. 2). При этом прямая графика не проходит через начало координат, а отсекает отрезок ординаты. Следовательно, прочность многоникелевых сплавов определяется уравнением Петча-Орвана. При этом  $\sigma_0$ , очевидно, является пределом прочности никелевых прослоек. В малоникелевых сплавах трещина распространяется по карбидному каркасу и поэтому  $\sigma_0 = 0$ .



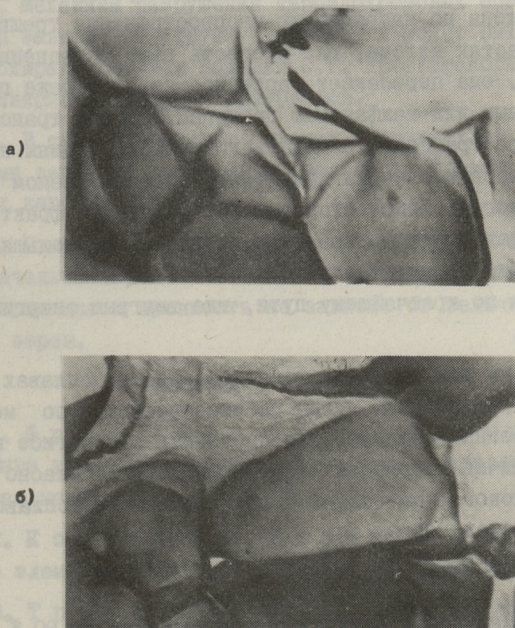
Фиг. 3. Линия скольжения в никелевой фазе в сплаве КХН-30 ( $\times 10000$ ).

Заторможение микротрещин докритической величины можно объяснить следующим образом. Согласно Инглису, напряжение на конце трещины  $\sigma_l$  рассчитывается по уравнению

$$\sigma_l = \alpha \sigma (l/r)^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где  $l$  - длина трещины;  
 $r$  - радиус устья трещины;  
 $\sigma$  - напряжение в сплаве;  
 $c$  - постоянная.

Длину трещины можно сравнивать с шириной крупного карбидного зерна, т.е.  $l = 10 \dots 15$  мкм. Поскольку пластическая деформация в карбидных зернах ничтожна, то  $r$  приблизительно равняется межатомному расстоянию. При развитии трещины в пластичную никелевую фазу, напряжение на конце трещины резко понижается из-за резкого увеличения  $r$  в уравнении (4). В результате трещина останавливается и для дальнейшего ее распространения требуется дополнительная внешняя энергия. Об этом свидетельствует фрактограмма крупнозернистого многоникелевого (30 % Ni) сплава, на которой видны линии скольжения в никелевой фазе (фиг. 3).



Фиг. 4. Фрактограммы, снятые с мест начальной стадии распространения трещины ( $\times 10000$ ):  
 а) сплав КХН-10 ( $d_{cp} = 4,18$  мкм)  
 б) сплав КХН-30 ( $d_{cp} = 4,02$  мкм).

Таким образом, прочность крупнозернистых сплавов или мелкозернистых сплавов с отдельными крупными зернами в структуре определяется способностью межзеренных границ и тонких никелевых прослоек тормозить развитие микротрещин до критической величины.

В мелкозернистых сплавах ( $d_{cp} = 4-6$  мкм) с однородной структурой механизм разрушения более сложен. На фрактограммах, сделанных в области начальной стадии развития трещины, видно, что она проходит в основном по межзеренным и межфазовым границам (фиг. 4, а, б). Очевидно, что там же она и возникает. В многоникелевых сплавах видно задерживание микротрещины на пластичных никелевых прослойках (фиг. 4, б).

Из-за небольших размеров области вероятного начала распространения разрушающей трещины ее обнаружение связано с определенными трудностями. В большинстве случаев эта область находится вблизи поверхности растянутой зоны и может быть обнаружена по направлению распространения трещины. В остальных частях излома, где скорость распространения трещины высока, она пересекает карбидное зерно и реже проходит по межзеренным или межфазовым границам. Однако транскристаллитное распространение трещины за критической длины не означает, что карбидные зерна являются слабейшим звеном структуры, как иногда заключается при интерпретации фрактограмм без учета стадии распространения трещины. При больших скоростях трещина распространяется не по слабейшим звеньям структуры, а по кратчайшему пути, где выигрыш энергии наибольший [4].

Поскольку микротрещина в мелкозернистых сплавах перед достижением критической длины распространяется по межфазовым и межзеренным границам, то прочность при изгибе не зависит от величины карбидных зерен (фиг. 2). Согласно модели С.Г. Тресвятского, качественно прочность таких сплавов определяется неравенством

$$\sigma_{огг} < \begin{cases} \sigma_{кр} < \sigma_{мф} \\ \sigma_{мф} < \sigma_{кр} \end{cases}$$

В мелкозернистых сплавах, при напряжении до 90 % от разрушающего, микротрещин на оптическом микроскопе обнаружено не было. Возможно, что если где-то такая трещина появится (за счет разрыва карбидного каркаса или межфазовых

границ), то накопленная системой образец-машина упругая энергия уже такая, что трещина превышает критическую длину Гриффитса и сразу же катастрофически развивается. На возможность возникновения микротрещин на межфазных и межзеренных границах теоретически указал В.А. Ивенсен и др. [5].

С практической точки зрения наибольший интерес представляют мелкозернистые сплавы с однородной структурой, которые обладают наиболее высокими прочностными свойствами. Дальнейшие исследования повышения их прочности связаны с повышением адгезионной связи карбид-связка ( $U_{адз}$ ) или, при наличии карбидного каркаса, с повышением способности связующей фазы противостоять распространению микротрещин, которые возникают при разрыве межзеренных границ.

#### В ы в о д ы

1. Механизм разрушения карбидохромовых спеченных сплавов зависит от структуры сплава и может быть качественно охарактеризован моделью С.Г. Тресвятского для хрупких поликристаллических материалов.

2. В крупнозернистых сплавах и сплавах с отдельными крупными зёрнами, разрушению предшествует растрескивание крупных карбидных зёрен.

3. В мелкозернистых сплавах с однородной структурой первоначальные трещины возникают на межзеренных и межфазовых границах и прочность не зависит от величины карбидных зёрен.

#### Л и т е р а т у р а

1. Францевич И.Н., Лященко А.Б. Модуль Юнга карбидов некоторых переходных металлов. — Порошковая металлургия, 1966, № 7, с. 73-75.

2. Кошкин Н.И., Ширкевич М.Г. Справочник по элементарной физике. Наука, М., 1965, с. 246.

3. Тресвятский С.Г. Структура и прочность хрупких поликристаллических неорганических материалов. — В сб. Современные проблемы порошковой металлургии. Киев, Наукова думка, 1970, с. 269-287.

4. P i e k a r s k i, K. Fracture of bone. - Journ. Applied Physics, 1970, v. 41, N 1, 215-220.

5. И в е н с е н В.А., Ч и с т я к о в а В.А., Э й - д у к О.Н. Исследование изменения свойств твердого сплава WC-Co при деформации и возврате этих свойств при отжиге. - Порошковая металлургия, 1974, № 4, с. 28-35.

J. Pirso

About Failure Mechanism of Chromium Carbide  
Sintered Hard Alloys

Summary

The failure mechanism of chromium carbide sintered hard alloys was studied with an optical and electronical microscope. It was confirmed, that the first microcracks in the alloys with coarse structure arise in the large carbide grains.

In the alloys with fine structure the first microcracks arise on the interface or intergrain boundaries. The bending strength of finegrain alloys is higher and it does not depend on the size of carbide grains.



Р.Х. Пяарсоо, П.А. Кулу

НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ГОРЯЧЕГО УПЛОТНЕНИЯ  
СПЕЧЕННЫХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ КАРБИДОСОДЕРЖАЩИМИ  
ЭЛЕМЕНТАМИ

Весьма перспективным направлением повышения механической прочности спеченных материалов является их горячее уплотнение (ковка и штамповка). Однако износостойкость спеченных кованных сталей, не подвергнутых дополнительной обработке или упрочнению, не может превысить стойкости аналогичных компактных сталей, которая не всегда удовлетворяет предъявляемым требованиям. Здесь возможности порошковой металлургии довольно обширны.

Вопросам изучения технологии получения и свойств износостойких спеченных кованных, упрочненных карбидами сталей, посвящены работы [1, 2], где рассматривается процесс износа по абразивной шкурке.

Интересующей нас областью применения спеченных материалов являются аэро- и гидроабразивные среды. В связи с этим, целью данной работы являлась разработка и изучение свойств спеченных кованных материалов, работающих в условиях абразивной эрозии.

Были изучены следующие вопросы:

1. Влияние способа введения углерода в шихту на его уплотняемость при ковке.

2. Выявление оптимальной последовательности операций технологического процесса (спекание, нагрев, ковка и отжиг) горячейковки порошковых сталей.

3. Исследование влияния добавок карбида хрома на уплотняемость порошковой стали с целью определения оптимального количества карбида хрома в спеченной кованой стали.

4. Влияние упрочнения карбидосодержащими элементами и технологических режимовковки на износостойкость в абразивной струе спеченных кованных сталей.

Исходным материалом являлся железный порошок марки ПЖМЗ. Углерод вводили в шихту в виде графита (I %), содержание которого после спекания составляло 0,8 %. Введение белого чугуна в количестве 30 % обеспечивало содержание углерода после спекания 0,76 %. Железографит (I % C) упрочняли карбидом хрома  $Cr_3C_2$  в количестве 2, 5, 10 и 20 %. Уплотняемость определялась на цилиндрических образцах  $\phi$  20 x 20 мм, а износостойкость – на призматических образцах размерами 25 x 15 x 4,5 мм. Исходная пористость – 30 %.

Изнашивание материалов проводилось на центробежном ускорителе ЦУК-3М [3] кварцевым песком фракции 0,3–0,6 мм со скоростью 80 м/с при углах атаки 30 и 90°. Эталонный материал – сталь 45 (HV 200).

Режимы спекания, нагрева,ковки и отжига приведены в табл. I.

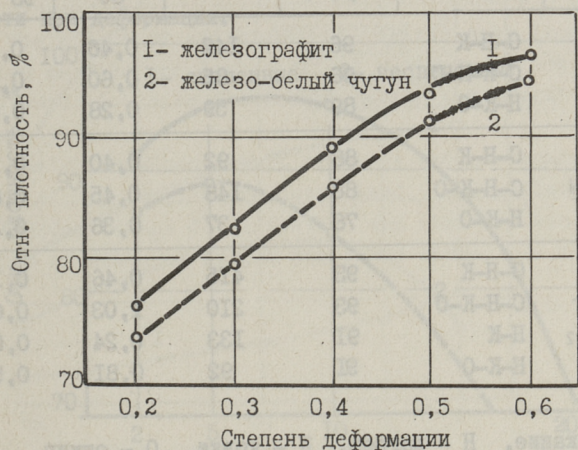
Т а б л и ц а I

Режимы операции технологического процессаковки

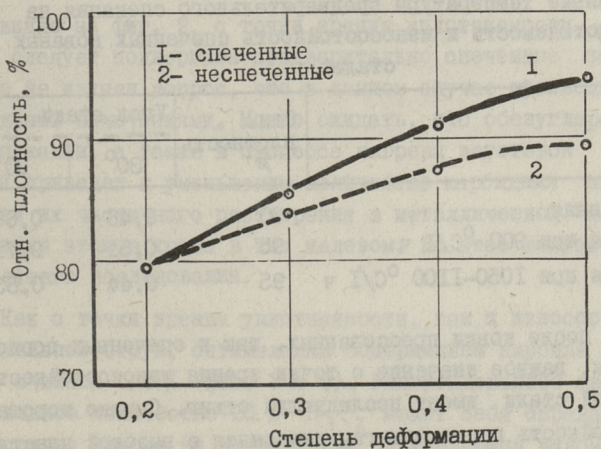
Режим	Параметры
Спекание (С)	1050–1100 °С, 2 ч, $H_2$ для железографита 1100–1150 °С, 2 ч, $H_2$ для образцов с $Cr_3C_2$
Нагрев под ковкой (Н)	1100 °С, 15 мин. для железографита 1150 °С, 15 мин. для образцов с $Cr_3C_2$
Ковка (К)	Степень деформации от 0,2 до 0,6 (0,4 – образцы для износа). Охлаждение послековки в воду.
Отжиг (О)	900 °С, 1 ч, водород

Как видно из фиг. I и табл. 2, введение углерода в порошковую шихту в виде белого чугуна (30 % БЧ) ухудшает уплотняемость при ковке по сравнению с железографитом (I % C). Значительное влияние на окончательную плотность оказывает предварительное спекание пористых порошковых заготовок. Так, при горячей ковке пресованных заготовок, относительная плотность не превышает 90 %, в то время как

при ковке спеченных заготовок – плотность 96 % и выше. Как показано экспериментами, нецелесообразно предварительное спекание проводить при слишком высоких температурах, так как это приводит к снижению износостойкости материала при малых углах атаки (табл. 3). Отсюда следует, что до процессов горячего уплотнения в композициях нежелательны процессы диффузии [2].



Фиг. 1. Влияние степени деформации железного графита и железно-белого чугуна на плотность послековки.



Фиг. 2. Влияние степени деформации железного графита с карбидом хрома (5 %) на плотность послековки.

Т а б л и ц а 2

Относительная плотность, твердость по Виккерсу  
и относительная износостойкость (по массе)  
кованных материалов

Материал	Режим <sup>х</sup>	Отн. плотность %	HV5 кгс/мм <sup>2</sup>	Износостойкость при углах атаки	
				30°	90°
Fe + 1% C	С-Н-К	96	142	0,46	0,33
	С-Н-К-О	96	85	0,60	0,71
	Н-К-О	89	59	0,28	0,45
Fe + 30% БЧ	С-Н-К	88	92	0,40	0,22
	С-Н-К-О	88	148	0,45	0,83
	Н-К-О	78	37	0,36	0,37
Fe + 1% C + + 5% Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	С-Н-К	93	415	0,46	0,15
	С-Н-К-О	93	210	1,03	0,61
	Н-К	91	133	0,24	0,08
	Н-К-О	91	92	0,81	0,56

<sup>х</sup> С - спекание, Н - нагрев, К - ковка, О - отжиг.

Т а б л и ц а 3

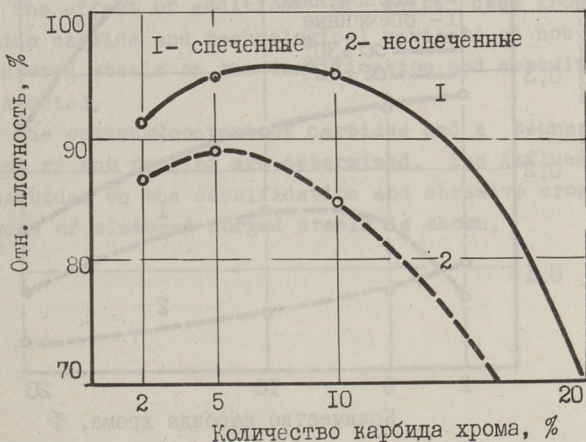
Влияние температуры предварительного спекания на  
уплотняемость и износостойкость спеченных кованных  
сталей

	Отн. плотность %	Угол атаки	
		30°	90°
Прессованная	90	0,48	0,66
Спеченная при 900 °С/1 ч	95	0,51	0,71
Спеченная при 1050-1100 °С/1 ч	95	0,44	0,83

Как послековки прессованных, так и спеченных пористых заготовок, важное значение с точки зрения износостойкости порошковой стали имеет последующий отжиг. Однако хорошая износостойкость после отжига, связанная с высокой пластичностью материала, с другой стороны, как известно, сопровож-

дается резким падением прочности [I], что объясняется образованием в области температур 800–850 °С в структуре зернистого перлита.

Введение в порошковую шихту карбида хрома связано с некоторыми трудностями, что выражается в ухудшении формирования смеси при содержании  $Cr_3C_2$  выше 20 %, а также уплотняемости при деформации.

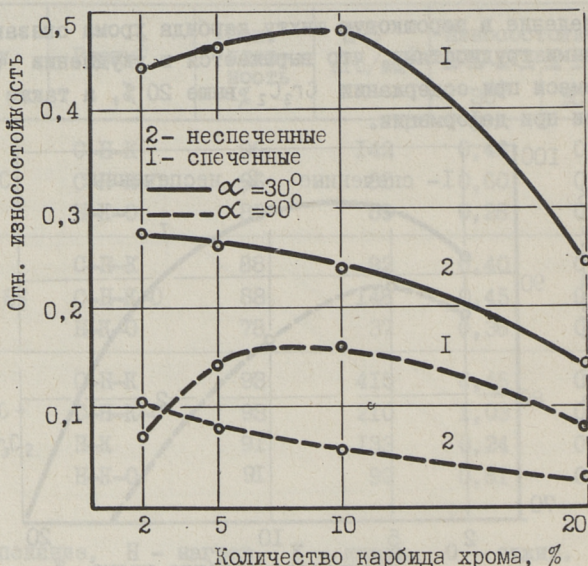


Фиг. 3. Влияние содержания карбида хрома на плотность послековки.

Как видно на фиг. 2, с точки зрения уплотняемости, горячей ковке следует подвергать предварительно спеченные заготовки. Однако не изучен вопрос, что в данном случае произойдет с карбидными включениями. Можно ожидать, что обезуглероживание при спекании, а также в процессе нагрева заготовок перед ковкой приведет к уменьшению количества карбидных включений за счет их частичного растворения в металлической матрице и замещения атомов хрома в них железом. Но этот вопрос требует дальнейшего исследования.

Как с точки зрения уплотняемости, так и износостойкости в абразивной струе, оптимальным содержанием карбида хрома можно считать 5–8 % (фиг. 3 и 4). Рекомендованное автором [I] оптимальное количество 20 %  $Cr_3C_2$  может себя оправдать только в случае износа на шкурке, где определяющим видом износа является микрорезание в результате царапающего действия абразивных частиц. У образцов с белым чугуном износостойкость

в абразивной струе оказалась в зависимости от угла атаки в 1,5–2 раза ниже по сравнению со спеченной сталью, упрочненной карбидом хрома (5%  $Cr_3C_2$ ).



Фиг. 4. Влияние содержания карбида хрома на относительную износостойкость (по сравнению со сталью 45) спеченной ковanej стали.

Приведенные результаты говорят о перспективности использования рассмотренных материалов для изготовления изделий, работающих в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания, например, для распыляющих устройств.

#### Л и т е р а т у р а

- Д о р о ф е е в Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. М., Металлургия, 1977. 216 с.
- Пат. Японии, № 49-48365. кл. B22F 3/00, I0 A60 от 22.03.72.
- К л е й с И.Р. Центробежный ускоритель ЦУК-3М для определения относительной износостойкости материалов при абразивной эрозии. — Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1970, сер. А, № 294, с. 23–33.

Some Results of Hot Densification of Sintered Steels, Alloyed with the Carbides of Metals

Summary

The effect of additions of white cast iron and chromium carbide and technological variants of hot forging of sintered steels on the densification and abrasive wear were studied.

The optimum content of carbides and a technological variant of hot forging are determined. The influence of the carbides on the densification and abrasive erosion resistance of sintered forged steels is shown.





## МАСЛОВЫДЕЛЯЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ПОРИСТЫХ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

### Введение

Известно, что поровое пространство подшипников скольжения, изготовленных методом порошковой металлургии, в процессе пропитки насыщается смазочным маслом в объеме 80 – 90 % [1]. В большинстве опор, особенно в изделиях приборостроения, масло, впитанное подшипниками, является единственным резервом смазочного материала на весь период эксплуатации изделий. Поэтому, для обеспечения надежной и длительной работы самосмазывающейся опоры, необходимо знать, в какой мере это масло доступно для смазывания трущихся поверхностей опоры.

Относительно доли эффективного количества масла приводятся самые разные данные: от 1 % [2] до 65 % [3]. Столь расходящиеся мнения в некоторой мере объяснимы разнообразием применяемых конструкций опор и их условий работы. Например, в случае конструкции самосмазывающейся опоры, рекомендуемой А.Д. Мошковым [1], эффективное количество масла, даже в случае рабочего нагрева подшипника  $\Delta T = 70 \text{ K}$ , не превышает 3 % от общего.

Имеются попытки теоретически определить количество застойной жидкости в некоторых моделированных пористых средах [1, 4, 5]. Но втулка из спеченного металла имеет очень сложную и нерегулярную пористую структуру, ввиду чего требование подобия этих моделей такому объекту не выполняется.

В настоящей работе поставлена цель выяснить кинетику и пределы протекания процесса масловыделения пористых под-

шипников, варьируя параметры их пористой структуры и толщину стенки втулок.

### Объект и методика исследования

Пористые подшипники для экспериментального исследования были изготовлены из железного порошка ГОСТ 7849-74 марки ПЖ4М2, рассеянного на четыре фракции (табл. I). Из каждой фракции были изготовлены по три партии втулок с толщиной стенки  $\delta = 1,0; 1,5$  и  $2,0$  мм. Остальные параметры всех втулок, имеющих номинальный диаметр отверстия 2 мм и длину 4 мм, выдерживались постоянными в течение всего цикла изготовления. Спеченные втулки пропитывались часовым маслом НИИЧП-МН-60у ТУ I8-РСФСР-198-69 при температуре 320-325 К в условиях форвакуума (давление не более 0,2 кПа).

Т а б л и ц а I

Средние значения параметров маслопитываемости исследуемых в работе пористых подшипников ( $n > 10$ )

Тип подшипника	Фракция порошка	$\delta$ , мм	$m_m$ , мг	$\omega_m$
I	-0063	2,0	21,7	0,862
2	+0063-0I		18,7	0,832
3	+0I-0I6		17,7	0,805
4	+0I6-02		17,6	0,801
5	-0063	1,5	14,1	0,848
6	+0063-0I		12,5	0,829
7	+0I-0I6		11,6	0,796
8	+0I6-02		11,6	0,794
9	-0063	1,0	9,2	0,897
I0	+0063-0I		7,7	0,821
II	+0I-0I6		8,1	0,857
I2	+0I6-02		7,9	0,836

Масловыделяющая способность пропитанных подшипников в изотермических условиях изучалась путем снятия кривой их капиллярного давления при помощи метода вытеснения масла

газом (азот). Для этой цели была применена разработанная нами установка для исследования проницаемости пористых втулок [6], усовершенствованная жидкостным манометром для измерения малых перепадов давления газа.

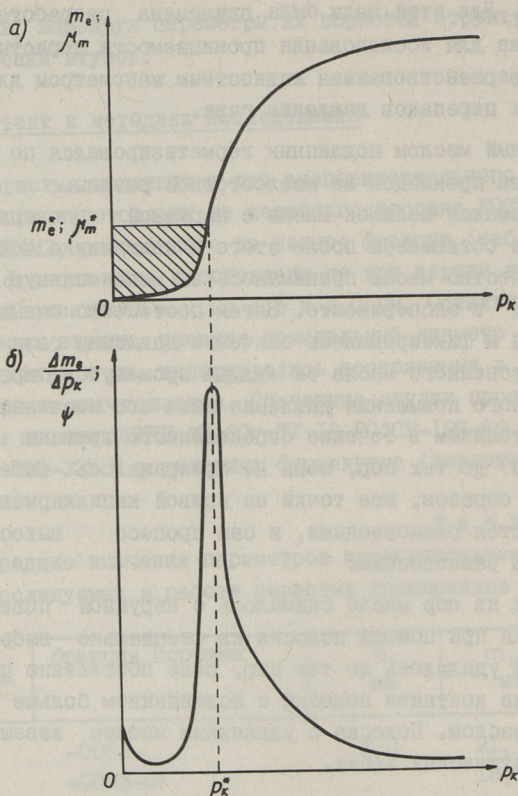
Насыщенный маслом подшипник герметизировался по торцам при помощи прокладок из маслостойкой резины. После крепления снимался излишек масла с наружной поверхности подшипника, а оставшееся после этого в подшипнике относительное количество масла принималось за максимальную насыщенность  $\omega_m$  в эксперименте. Затем постепенно повышалось давление газа и фиксировалось значение давления газа и количество вытесненного масла за каждый промежуток времени. После очередного повышения давления газа его значение оставалось постоянным в течение определенного времени (в среднем 3 мин) до тех пор, пока не прекращалось вытекание масла. Таким образом, все точки на кривой капиллярного давления получаются равновесными, и сам процесс вытеснения можно считать равновесным.

Вышедшее из пор масло снималось с наружной поверхности подшипника при помощи полоски из специально выбранной бумаги. Масло удалялось до тех пор, пока постепенно передвигаемая зона контакта полоски с подшипником больше не смачивалась маслом. Полоска с удаленным маслом взвешивалась на аналитических весах.

### Результаты и их анализ

Типичная кривая капиллярного давления подшипника из мелкопористого материала (подшипник тип I) приведена на графике фиг. 1, а. Ее можно называть интегральной кривой масловыделения при вытеснении масла газом. По оси абсцисс отложено капиллярное давление масла  $p_k$ , по оси ординат — количество вытесненного масла  $m_e$  или же коэффициент маслостдачи  $\mu_m = m_e/m_m$ , где  $m_m$  — количество впитанного подшипником масла. Такой же характер кривой наблюдался у каждого типа подшипников (фиг. 2, а).

На графике фиг. 1 б изображена дифференциальная кривая масловыделения, которая получена численным дифференцированием кривой капиллярного давления. Здесь по оси ор-

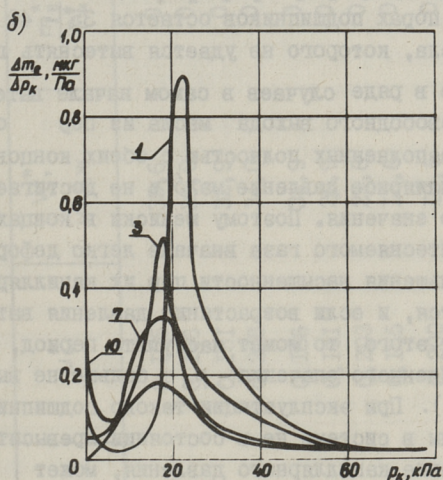
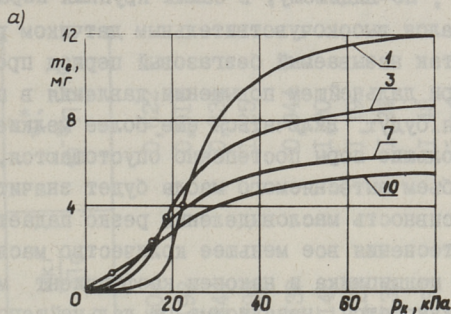


Фиг. 1. Типичная диаграмма вытеснения масла из пористого подшипника газом: а) кривая капиллярного давления (интегральная кривая вытеснения); б) дифференциальная кривая вытеснения. Звездочкой отмечены значения параметров в момент пробоя газа.

динат откладывается либо отношение прироста вытесненного масла к приросту соответствующего давления, либо параметр  $\psi$ , который мы назвали изотермическим коэффициентом вытесняемости масла, выраженным в единицах  $\text{Па}^{-1}$ :

$$\psi = \frac{\Delta \mu_m}{\Delta p} \Rightarrow \psi = \frac{1}{m_m} \left( \frac{\partial m_e}{\partial p} \right)_T. \quad (I)$$

Коэффициент  $\psi$  удобен для сравнения подшипников с разными номинальными размерами.



Фиг. 2. Кривые капиллярного давления (а) и дифференциальные кривые вытеснения (б) некоторых типов подшипников: 1, 3, 7, 10 – тип подшипника. Кружками отмечены моменты пробы газа.

Как видно из графиков фиг. 1, б и 2, б интенсивность выхода масла сильно изменяется с повышением давления вытеснения. При малых давлениях вытеснения масло начинает выходить из самых крупных пор, ибо в них капиллярное давление наименьшее. В зависимости от спектра размеров пор, при дальнейшем повышении давления в процессе маслоотдачи постепенно включаются все меньшие поры, причем освобождение крупных пор продолжается. При достижении значения капиллярного давления, соответствующего гипотетическому среднему размеру пор подшипника, интенсивность масловыделения достигает своего максимума. В этой стадии наблюдается

пробой газа<sup>х</sup>, по-видимому, в самых крупных порах, который регистрировался высокочувствительным датчиком расхода [6]. Происходил так называемый безгазовый период процесса вытеснения. При дальнейшем повышении давления в процесс освобождения будут включаться еще более мелкие поры. Но поскольку большие поры постепенно опустошаются, вклад мелких пор в объем вытесняемого масла будет значительно меньшим и интенсивность масловыделения резко падает. При продолжении вытеснения все меньшее количество масла будет выходить из подшипника и наконец коэффициент маслоотдачи  $\mu_m$  стабилизируется, независимо от дальнейшего повышения давления. В порах подшипников остается 35 – 40 % первоначального масла, которого не удастся вытеснить газом.

Наличие в ряде случаев в самом начале вытеснения относительно свободного выхода масла из пор объясняется тем, что в заполненных полностью с обеих концов поровых каналах капиллярное давление мало и не достигает своего равновесного значения. Поэтому мениски в концах пор под давлением вытесняемого газа вначале легко деформируются. По мере уменьшения насыщенности пор их капиллярное давление повышается, и если возрастание давления вытеснения не компенсирует этого, то может наступить период, когда масло до определенного значения  $p_k$  больше не выходит из пор ( $\psi \rightarrow 0$ ). При эксплуатации такого подшипника, когда движущие силы в системе не в состоянии превысить критическое значение капиллярного давления, может произойти отказ опоры в условиях, когда израсходована лишь ничтожная доля масла из пор спеченного подшипника. При условии, что система способна преодолеть это критическое состояние, интенсивность выхода масла резко повышается.

Существенное значение для самосмазывающегося подшипника имеет момент пробоя газа. Для достижения этого состояния система вынуждена совершить работу (или над ней совершается работа), которая пропорциональна площади заштрихованного участка на фиг. I, а и определяется выражением

---

<sup>х</sup> Соответствующие моменту пробоя значения параметров обозначены звездочкой.

Характеристики вытесняемости масла из пористых подпунктов  
в безгазовом периоде (средние значения)

Тип подпунк- тика	$P_k^*$ , кПа	$m_e^*$ , мг	$\mu_m^*$	$W^*$ , мкДж	$\frac{m_e^*}{P_k^*}$ , $\frac{\text{мкг}}{\text{Па}}$	$\psi^*$ , $10^{-5} \text{ Па}^{-1}$
I	20,1	2,2	0,125	35,6	0,109	0,622
2	16,0	2,6	0,146	36,0	0,192	0,912
3	18,1	2,6	0,151	32,9	0,144	0,834
4	16,6	3,3	0,208	34,0	0,199	1,25
5	19,7	2,7	0,186	34,9	0,137	0,944
6	15,9	2,3	0,191	25,9	0,145	1,20
7	17,1	2,2	0,203	25,8	0,129	1,19
8	12,5	1,7	0,155	12,6	0,136	1,24
9	13,5	1,8	0,200	18,5	0,133	1,48
10	9,5	1,5	0,214	10,6	0,159	2,25
11	6,1	1,1	0,154	2,64	0,180	2,52
12	2,2	0,7	0,096	0,453	0,318	4,36

$$W^* = \frac{1}{\rho_m} \int_{m_{e0}}^{m_e^*} p_k dm_e, \quad (2)$$

где  $\rho_m$  — плотность масла.

Значение работы вытеснения масла в безгазовом периоде  $W^*$  определяется на основе экспериментальных данных при помощи численного интегрирования кривой капиллярного давления в указанных пределах.

При вытеснении масла из подшипников можно различить три разных стадии процесса, что отчетливо видно, если изобразить кривую (фиг. 1, а) в полулогарифмических координатах. Наблюдаются три прямых участка с существенно разным наклоном, причем места пересечения этих участков соответствуют переходу от одной стадии к другой. Наличие сложного механизма освобождения поровых каналов не позволяет аналитически описать процесс вытеснения.

Т а б л и ц а 3

Сравнение кинетики маслоотдачи отдельных пористых подшипников разного типа

Тип подшипника	Давление вытеснения, кПа				
	2	5	10	15	20
I	I	I	I	I	I
3	1,0	1,0	2,0	3,0	(2,0)
7	2,0	2,0	3,7	3,8	(1,6)
10	5,0	4,0	(4,0)	(3,7)	(1,4)

П р и м е ч а н и е: Значения количества вышедшего масла приведены к соответствующим значениям подшипника тип I. В скобках даны эти отношения после пробы.

Нами исследовалась масловыделяющая способность всех 12 типов подшипников (табл. 2). Интегральные кривые вытеснения некоторых образцов приведены на фиг. 2, а. Закономерно, что подшипники с большей маслосемкостью и толщиной стенки дадут и большее значение коэффициента  $\mu_m^*$ . Но до этого кинетика процесса маслоотдачи у отдельных типов образцов может отли-



чатся коренным образом (табл. 3). Например, подшипник типа I, имеющий мелкопористую структуру и наибольшую масло-впитываемость, характеризуется наибольшим капиллярным давлением. Его высокая масловыделяющая способность выявляется лишь при больших давлениях, когда у образцов других типов наблюдался уже пробой. Это преимущество можно реализовать только в условиях, когда действующие силы в конкретной системе превышают капиллярные силы в порах такого подшипника. Зато при малых движущих силах процесса самосмазывания предпочтительными являются пористые подшипники, где капиллярные силы меньше. Эти подшипники хотя имеют меньшее значение параметра  $m_e^*$ , но эффективность их маслостдачи, если судить по значениям коэффициента  $\mu_m^*$  (табл. 2), близка к другим типам подшипников.

### З а к л ю ч е н и е

Кривые капиллярного давления, определенные в настоящем исследовании, дают ценную информацию о масловыделяющей способности пористых подшипников. ими учитываются особенности пористой структуры, капиллярные силы в порах подшипника, различные физико-химические эффекты на поверхностях раздела конкретной системы. Установление кривых капиллярного давления неминуемо на стадии разработки такой самосмазывающейся опоры, в которой насыщенность пор подшипника в эксплуатации постепенно уменьшается, ибо другим путем невозможно дать столь комплексную оценку пористому подшипнику.

На кривых капиллярного давления можно различить три стадии процесса вытеснения. На первой стадии интенсивность масловыделения, как правило, уменьшается до минимального (критического) значения, когда выход масла из пор подшипника может даже прекратиться. Вторая стадия характеризуется резким увеличением интенсивности масловыделения, наличием момента пробоя газа и последующим резким уменьшением интенсивности. На третьей стадии наблюдается более умеренное уменьшение интенсивности масловыделения, которая наконец стремится к своему предельному (нулевому) значению.

С точки зрения работоспособности самосмазывающейся опоры определяющим может оказаться именно безгазовый пере-

од со своими характерными участками. Поэтому при разработке конструкции опоры следует методически привести в согласие ее условия эксплуатации и масловыделяющую способность пористого подшипника. При случайном выборе типа спеченного подшипника нельзя гарантировать надежности и долговечности самосмазывающейся опоры скольжения.

Чтобы сравнивать масловыделяющую способность подшипников разного типа, предложены следующие параметры: коэффициент маслоотдачи  $\mu_m$ , изотермический коэффициент вытесняемости масла  $\psi$ , работа вытеснения масла  $W$ . Значение коэффициента маслоотдачи в безгазовом периоде находится, в основном, в пределах  $\mu_m = 0,1 \dots 0,2$ . Эти данные согласуются с мнениями других исследователей, например, [7, 8], которые полагают  $\mu_m \leq 0,2$ .

#### Л и т е р а т у р а

1. Мошков А.Д. Пористые антифрикционные материалы. М., Машиностроение, 1968. 207 с.
2. Capillary lubrication by means of oil-containing bronze. - Machinery, 1933, vol. 42, p. 282 - 284.
3. B o d d e n, W. Die Vorgänge im Sinterlager und ihre Bedeutung für die Belastbarkeit und Lebensdauer. - Feinwerktechnik, 1966, Jg. 70, N. 12, S. 563 - 566.
4. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде. М.-Л., Гостехиздат, 1947. 244 с.
5. Котяхов Ф.И. Физика нефтяных и газовых коллекторов. М., Наука, 1977. 287 с.
6. Аяотс М.Э., Клейс И.Р., Лэзс Р.Х. Установка для исследования проницаемости пористых миниатюрных втулок. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1978, № 455, с. 29-32.
7. Š a n c, V. Příspěvek k použití malých samomazných bronzových ložisek. - Jemná mechanika a optika, 1968, N 5, 157 - 160.
8. W i e m e r, H. Neurere Entwicklungen auf dem Gebiet gesinterter Lager mit besonderer Berücksichtigung der Lager für Kleinmotoren. - Haus Techn. Vortragsveröff., N 299, 1972, S. 57 - 65.

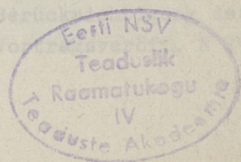
Oil Expelling Capacity of Porous Selflubricating Sliding Bearings

Summary

In the paper the method and the experimental data of establishing the oil expelling capacity of porous bushings by squeezing out the oil from pores by gas are presented. Intensiveness of the oil expelling of various types of the bushings during the squeezing process may be rather different and alter considerably. To describe the kinetics of the oil expelling process some special parameters are proposed. Considering the results obtained the need of concerting the operation conditions of selflubricating bearing and the oil expelling capacity of porous bushing is pointed out.

## С о д е р ж а н и е

I.	М.Э. Аяотс, Р.Х. Лэс. Характеристики пористой структуры миниатюрных спеченных подшипников скольжения .....	3
2.	П.К. Каллас, Л.Э. Вальдма. Характер изнашивания спеченных твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива .....	II
3.	Х.Х. Ууэмыйс, А.Т. Балбат. О влиянии добавок воды и $\text{Ca}(\text{OH})_2$ на интенсивность изнашивания рабочих органов ударных измельчителей .....	19
4.	Х.Х. Ууэмыйс, А.Т. Балбат, Ю.А. Тадольдер. Исследование влияния сухой добавки $\text{Ca}(\text{OH})_2$ и воды на интенсивность изнашивания некоторых технически чистых металлов .....	25
5.	Х.Х. Ууэмыйс, М. Пиль. О выборе и оценке материалов для ударных измельчителей .....	31
6.	И.Р. Клейс, Д.С. Аренсбургер, А.Ф. Соколов, Л.А. Кюсти. Опыт применения спеченных деталей в турбинных мельницах .....	37
7.	В.А. Кудрявцев, Л.Э. Вальдма. Вопросы окислостойкости карбидотитановых спеченных твердых сплавов .....	45
8.	Я.П. Кюбарсепп, Л.Э. Вальдма. Проблемы легирования стальной связки керметов TiC-сталь ..	55
9.	Ю.Ю. Пирсо. О механизме разрушения карбидохромовых спеченных твердых сплавов .....	63
10.	Р.Х. Пяарсоо, П.А. Кулу. Некоторые результаты горячего уплотнения спеченных сталей, легированных карбидосодержащими элементами .....	71
II.	Р.Х. Лэс. Масловыделяющая способность пористых самосмазывающихся подшипников скольжения .....	79







TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED  
ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

## ТРЕНИЕ И ИЗНОС В МАШИНАХ

Сборник статей X

УДК 621.822.5:539.217

Характеристики пористой структуры миниатюрных спеченных подшипников скольжения. Аяотс М.Э., Лээс Р.Х. "Труды Таллинского политехнического института", 1980, № 478, с. 3-9.

Приводятся результаты экспериментального определения характеристик проницаемости и пористости миниатюрных втулок, варьируя размер частиц исходного порошка ПЖ4М2 и толщину стенки втулки. Подтверждается несостоятельность возможности эффективной оценки свойств пористой структуры подшипниковых втулок только по их общей пористости, подчеркивается зависимость коэффициента газопроницаемости от давления фильтрующегося газа. Полученные данные необходимы для определения функциональных свойств миниатюрных самосмазывающихся опор скольжения с пористыми подшипниками.

Таблиц - I, фигур - I, библиографических наименований - I3.

УДК 621.762:620.193.13

Характер изнашивания спеченных твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива. Каллас П.К., Вальдма Л.Э. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. II-17.

При изнашивании карбидотитановых, -хромовых и -вольфрамовых твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива со скоростью 80 м/с (абразивы кварцевый песок и окислы железа) основными видами разрушения материала являются разрыхление связки, разрушение межфазных и межзеренных

границ, растрескивание крупных карбидов и удаление их осколков, выкрашивание мелких карбидов. Количество ударов абразивных частиц для выкрашивания мелкого карбида небольшое (до 10). Для повышения износостойкости твердых сплавов целесообразно первоначально уменьшить величину карбидов, затем повысить сопротивление связки полидеформационному процессу разрушения и прочность сцепления карбид-связка.

Таблиц - 1, фигур - 1, библиографических наименований - 8.

УДК 620.178.167

О влиянии добавок воды и  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  на интенсивность изнашивания рабочих органов ударных измельчителей. Ууэмйис Х.Х., Балбат А.Т.

"Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 19-24.

Рассматривается влияние добавок воды и гашеной извести к кварцевому песку на интенсивность изнашивания ударных плит центробежно-ударной мельницы и пальцев дезинтегратора.

Установлено, что добавление воды к измельчаемому песку увеличивает интенсивность изнашивания рабочих органов центробежно-ударной мельницы в 1,5 раза, в то же время интенсивность изнашивания пальцев дезинтегратора в зависимости от режима помола колеблется в пределах 10 процентов.

Добавка  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  ведет в обеих мельницах к увеличению интенсивности изнашивания до двух раз.

Таблиц - 2, библиографических наименований - 4.

УДК 620.178.167

Исследование влияния сухой добавки  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и воды на интенсивность изнашивания некоторых технически чистых металлов. Ууэмйис Х.Х., Балбат А.Т., Тадольдер Ю.А. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 25-30.

Рассматривается влияние добавки гашеной извести или воды к кварцевому песку на интенсивность изнашивания 14 различных металлов при абразивной эрозии.



Установлено, что эти добавки существенно влияют на интенсивность изнашивания, увеличивая ее для большинства металлов в среднем в 1,5...2 раза.

Таблиц - 1, фигур - 4, библиографических наименований - 3.

УДК 621.926.49.004.62

О выборе и оценке материалов для ударных измельчителей. Ууэмийс Х.Х., Пиль М.

"Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 31-36.

В статье приведены данные о выборе и оценке материалов для ударных измельчителей. Оценка эффективности применения различных материалов только по показателю относительной износостойкости ведет к недоучету специфики работы ударных измельчителей.

Предлагаемые характеристики  $K_{уд}$  и  $K_c$  характеризуют как техническую, так и экономическую эффективность применения износостойких материалов в рабочих органах измельчителей.

Фигур - 2, библиографических наименований - 4.

УДК 620.193.1

Опыт применения спеченных деталей в турбинных мельницах. Клейс И.Р.,

Аренсбургер Д.С., Соколов Л.Ф., Кюсти Л.А. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с.37-43.

Работоспособность турбинных мельниц, применяемых для измельчения кубовых красителей, определяется износостойкостью их рабочих органов: ротора и статора. При решении задачи повышения долговечности рабочих органов возможны два варианта. Наиболее предпочтительными являются методы

нанесения износостойчивых покрытий на заранее изготовленный рабочий орган, однако такой возможности в ТПИ нет.

Существенного увеличения долговечности можно достичь заменой наиболее быстроизнашиваемых стальных деталей более износостойкими.

При любом способе защиты от износа необходимо соблюдение требований полной коррозионной устойчивости всех применяемых материалов в рабочей среде турбинных мельниц.

В 1976-77 годы в ТПИ было изготовлено и испытано в натурных условиях 6 комплектов рабочих органов, армированных твердым сплавом.

Лучших результатов удалось достичь при использовании принципа механической сборки рабочих органов, дающего возможность полной или частичной замены твердосплавных деталей. Комплект из статора и ротора такой конструкции выдерживает непрерывную эксплуатацию в течение 10 месяцев, вместо 3 месяцев у стальных изделий.

Фигур - 4, библиографических наименований - 1.

УДК 621.762

Вопросы окалинстойкости карбидотитановых спеченных твердых сплавов. Кудрявцев В.А., Вальдма Л.Э. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 45-53.

С помощью метода математического планирования исследовано влияние технологических факторов на окалинстойкость спеченного твердого сплава TiC-Ni-Co-Cr. Установлено, что наибольшей окалинстойкостью обладают мелкозернистые сплавы, получаемые при малой выдержке на температуре, превышающей на 20-30 °С температуру появления жидкой фазы, и при быстром охлаждении.

Таблиц - 2, фигур - 3, библиографических наименований - 7.

Проблемы легирования стальной связки керметов TiC - сталь. Кюбарсепп Я.П., Вальдма Л.Э. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 55-62.

С помощью методов математического планирования экспериментов в данной работе исследовано влияние некоторых легирующих элементов (Ni, Mo, Si, и Cu) на такие свойства керметов TiC - хромистая сталь, как прочность при изгибе, ударная вязкость, твердость, износостойкость, стойкость против химической коррозии и термостойкость. Результаты работы показывают, что особенно благоприятно влияют на прочность, стойкость против химической коррозии и на термостойкость керметов TiC - хромистая сталь добавки кремния.

Таблиц - 2, библиографических наименований - 15.

О механизме разрушения карбидохромовых спеченных твердых сплавов. Пирсо Ю.Ю. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 63-70.

При помощи оптической и электронной микроскопии изучен механизм разрушения карбидохромовых спеченных сплавов при изгибе в зависимости от состава и структуры сплава. Установлено, что в крупнозернистых сплавах и сплавах с неоднородной структурой первоначальные микротрещины возникают на больших карбидных зернах, ориентированных длинной стороной параллельно к оси прогиба. Прочность при изгибе малоникелевых сплавов зависит от величины крупных карбидных зерен и определяется количественно по уравнению Кнудсена.

В мелкозернистых сплавах с однородной структурой первоначальные микротрещины появляются на межзеренных или

межфазовых границах. Прочность таких сплавов значительно выше, не зависит от величины карбидных зерен и определяется способностью никелевых прослоек препятствовать развиту микротрещин докритической длины.

Фигур - 4, библ. наименований - 5.

УДК 621.762

Некоторые результаты горячего уплотнения спеченных сталей, легированных карбидо-содержащими элементами. Пяарсоо Р.Х., Кулу П.А. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 71-77.

Исследовано влияние добавок белого чугуна и карбида хрома и технологических вариантов горячейковки на уплотняемость и некоторые свойства спеченных сталей.

Выявлены оптимальное количество карбидосодержащих элементов и технологический вариантковки спеченных сталей, а также влияние их на уплотняемость и абразивную эрозию спеченных кованых сталей.

Таблиц - 3, фигур - 4, библ. наименований - 4.

УДК 621.822.5:539.217

Масловыделяющая способность пористых самосмазывающихся подшипников скольжения. Лэс Р.Х. "Труды Таллинского политехнического института", 1979, № 478, с. 79-89.

В статье приводятся методика и результаты экспериментального исследования масловыделяющей способности пористых подшипников разного типа, полученные методом вытеснения масла из пор газом. Установлен и объяснен сложный характер кривой капиллярного давления спеченных подшипников, на которой наблюдается три участка, отражающие разные ста-

дии процесса. Интенсивность выхода масла с повышением давления вытеснения сильно изменяется, причем на первой стадии процесса существуют условия, когда выход масла затруднен и может даже прекратиться. Для описания кинетики процесса масловыделения предложен ряд критериев. Указывается, что при разработке конструкции опоры следует методически привести в согласие условия её эксплуатации и масловыделяющую способность пористого подшипника.

Таблиц - 3, фигур - 2, библиографических наименований - 8.



Õ i e n d

Lugeda kaanel ja tiitellehel  
ilmumisaastaks märgitud 1979  
asemel 1980

Цена 65 коп.