

Sp. G. 1  
628

ISSN 0136-3549  
0136-3557

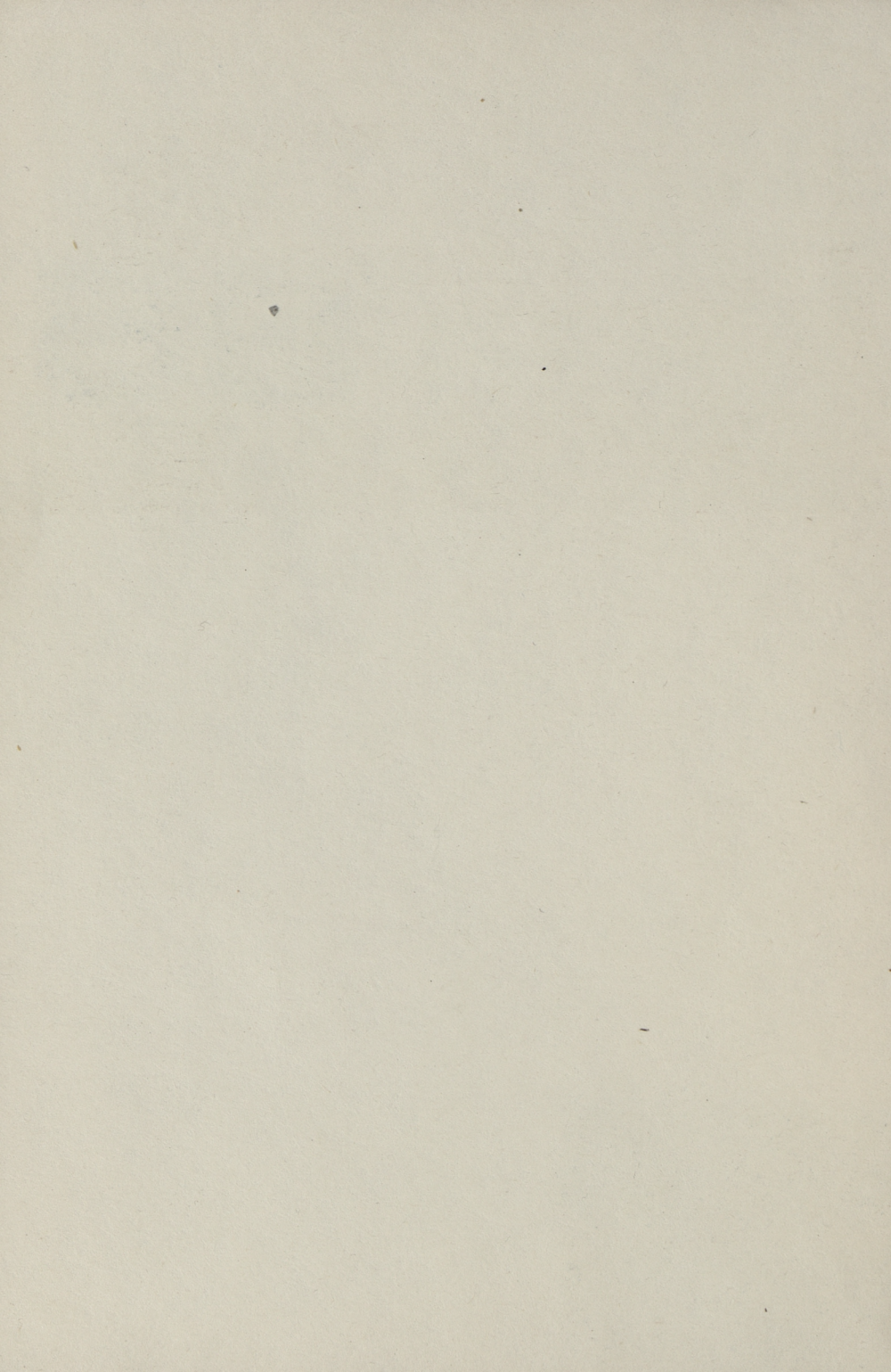
TALLINNA  
POLÜTEHNILISE INSTITUUDI  
TOIMETISED

628

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО  
ИНСТИТУТА

**ТРИ**  
**'86**

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ  
МАТЕРИАЛОВ



УДК 621.762

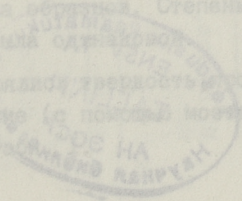


**СВОЙСТВА  
И  
ТЕХНОЛОГИЯ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ  
МАТЕРИАЛОВ**

**Порошковая металлургия У11**

Затем, для измерения твердости...  
расплавления осадка...  
для измерения электросопротивления и прочности...  
экструдировали на холоду в проволоку диаметром 2,5 мм...  
150-200 мм...  
-2,0 Па в зависимости от состава...  
деформации при осадке и экструзии...  
На полученных образцах измеряли твердость...  
пластичность и сопротивление...  
Полученные результаты сведены в таблицу...

Таллин 1986



ТПИ  
88

828

TALLINNA POLITEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.782



СВОЙСТВА

N

ТЕХНОЛОГИЯ

ИЗГОТОВЛЕНИЯ

КОМПОЗИЦИОННЫХ

МАТЕРИАЛОВ

ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
Труды ТПИ № 628

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия VII

На русском языке

Отв. ред. Р. Мозберг. Техн. ред. М. Тамме

Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 26.03.86

Подписано к печати 14.01.87

МВ-01307.

Формат 60x90/16

Печ. л. 6,25 + 0,25 прил.

Уч.-изд. л. 5,6

Тираж 300

Зак. № 20

Цена 85 коп.

Таллинский политехнический институт,

200108 Таллин, Эхитаяте геэ, 5

Ротапринт ТПИ, 200006 Таллин, ул. Коскла, 2/9

© Таллинский политехнический институт, 1986



Таллин 1986

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ  
МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Спеченные дисперсионно-твердеющие медные сплавы изучены значительно меньше, чем соответствующие литые. Свойства последних, а также основы технологии их получения достаточно полно описаны в литературе, например, в монографиях [1, 2], вместе с тем замена литейной технологии получения стареющих сплавов на порошковую позволит расходы на механическую обработку заготовок уменьшить и, возможно, повысить их рабочие свойства. Лучше других изучены спеченные медные сплавы с титаном, хромом и цирконием [4, 5, 6].

В настоящей работе изучались свойства группы спеченных стареющих сплавов меди, известных в литом виде, с целью предварительной оценки их свойств и технологичности.

Образцы готовились путем механического смешивания порошковых компонентов в течение 5-ти часов, холодного прессования брикетов  $\phi$  13x10 мм, спеканием в вакуумной печи при 950 °С, допрессовки при удельном давлении 1 Па и закалки в воду с температуры 950 °С.

Затем, для измерения твердости, закаленные образцы расплющивали осадкой между двумя закаленными пластинами, а для измерения электросопротивления и прочности образцы экструдировали на холоду в проволоку диаметром 2,5 мм, длиной 150-200 мм. Давление при экструзии менялось в пределах 1,5-2,0 Па в зависимости от состава образцов. Степень деформации при осадке и экструзии была одинаковой.

На полученных образцах измерялись твердость, прочность, пластичность и электросопротивление (с помощью моста РЗ16). Полученные результаты сведены в табл. I.

## Т а б л и ц а I

Некоторые свойства спеченных дисперсионно-твердеющих медных сплавов

HRB,  $\sigma_b$  (МПа),  $\delta$  (%),  $\rho$  (мк.Ом.см)

№, состав, мас.-%	Свой- ства	Закал- ка, де- форма- ция	Старение закаленных и деформированных образцов, °С						Закалка, деформа- ция, закалка	Закалка, деформация, закалка, старение		
			100		350		400				500	550
			4	5	6	7	8	9				
№ 1	HRB	68	66	66	67	68	68	55	50	14	0	52
0,3 Cd	$\sigma_b$				425	400	400	360			180	330
0,4 Cr	$\delta$				7	7	7	2			25	10
	$\rho$	3,73	3,72	3,57	3,00	2,28	2,10	2,05	1,98	3,36		2,01
№ 2	HRB	67	63	63	67	74	74	57	38	38	0	62
0,3 Cd	$\sigma_b$				415	430	440	440			157	374
0,65 Cr	$\delta$				5	5	5	5			22	13
	$\rho$	4,32	4,10	3,37	2,97	2,27	2,12	1,93	1,97	3,88		2,00
№ 3	HRB	70	67	68	69	75	75	65	52	41	0	63
1 Cd	$\sigma_b$				420	430	440	440			207	322
0,8 Cr	$\delta$				5	5	5	5			25	6,5
0,2 Ti	$\rho$	4,41	3,30	2,26	2,20	2,15	2,10	1,95	1,80	4,04		2,3
№ 4	HRB	69	68	68	72	82	82	70	65	36	0	65
0,5 Cr	$\sigma_b$				453	470	420	420			175	385

Продолжение табл. I

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0,1 Zr	δ	4,11	4,00	3,8	3,51	2,24	4	4	1,88	20	8
	ρ							1,88		3,99	1,98
№ 5	HRB	68	68	68	72	79	77	75	28	0	62
	σ <sub>b</sub>				472	544	480			149	388
0,4 Cr	δ				2	3	3			13	3
0,1 Zr	ρ										
0,1 Ti	ρ	5,05	4,90	4,72	3,76	2,70	2,46	2,34	2,62	4,48	2,43
№ 6	HRB	71	70	71	71	74	75	75	42	6	35
	σ <sub>b</sub>				420	440	430			201	255
0,8 Cr	δ				3	5	5			20	10
0,8 Co	ρ	3,50	3,45	3,45	3,33	3,33	3,05	2,61	2,63	3,25	3,01
0,1 Ti											
№ 7	HRB	67	67	67	67	70	58	48	33	0	56
	σ <sub>b</sub>				400	405	363			166	350
0,35 Cr	δ				4	6	5			26	16
0,65 Ni	ρ	4,77	4,70	4,37	3,73	3,00	2,74	2,25	2,39	4,47	2,77
0,1 Ti											
№ 8	HRB	73	71	71	73	73	60	43	30	0	47
	σ <sub>b</sub>				451	422	386			177	400
1,6 Ni	δ				3	4	5			26	9
0,5 Si	ρ	6,97	6,47	6,00	5,65	4,55	4,60	4,17	5,10	6,67	4,45
№ 9	HRR	73	71	72	73	78	78	72	65	0	62
	σ <sub>b</sub>				442	470	420			192	480
1,6 Co											

Продолжение табл. I

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0,5 Si	δ				6	6	3			18	10
	ρ	8,77	8,75	5,90	5,80	4,39	4,25	3,60	3,81	8,72	3,84
№ 10	HRB	71	71	73	75	78	77	65	45	0	52
1,6 Ni	σ <sub>6</sub>				495	510	520			227	437
0,5 Cr	δ				5	2	2			20	5
0,5 Si	ρ	8,10	8,10	5,90	5,72	4,81	4,40	4,05	4,95	7,56	4,53
№ 11	HRB	72	68	70	74	75	73	65	57	0	45
1,6 Co	σ <sub>6</sub>				451	434	446			218	333
0,5 Cr	δ				3	2	2			19	7
0,5 Si	ρ	8,50	8,50	5,76	4,40	4,10	3,55	4,00	4,10	7,90	3,91
№ 12	HRB	70	70	70	73	78	78	68	47	0	40
0,8 Ni	σ <sub>6</sub>				466	480	480			218	323
0,8 Co	δ				5	3	3			20	9
0,5 Cr	ρ	8,52	7,90	5,90	5,87	4,09	3,97	3,51	4,26	8,31	4,02
0,4 Si											
№ 13	HRB	65	65	78	80	88	87	87	83	0	80
1,4 Ni	σ <sub>6</sub>				530	565	570			238	560
1,4 Co	δ				4	3	3			18	5
0,8 Si	ρ	10,3	10,2	7,2	7,02	5,40	5,10	4,60	5,15	10,4	5,01



В гр. 3 приводятся свойства образцов, измеренные непосредственно после закалки и последующей холодной деформации. Затем производилось остаривание образцов в течение двух часов в интервале температур 100-550 °С, соответствующие свойства указаны в гр. 4 - 10 таблицы. Остаренные при 550 °С образцы вновь закаливались и повторно остаривались при 450 °С два часа. Полученные свойства приведены в гр. II и I2.

Таким образом, были раздельно определены свойства сплавов в наклепанном состоянии с искаженной кристаллической решеткой (гр. 3-10) и в состоянии, когда нагревом под закалку эти искажения были сняты, и поэтому свойства измеренных образцов отражают только состояние пересыщенного твердого раствора, полученного закалкой (гр. II), а затем его последующий распад при старении (гр. I2). Твердость сплава после закалки, приводимая в гр. II, имеет важное технологическое значение, поскольку определяет пригодность сплава к холодной деформации. Именно в этом виде сплавы подвергаются экструдированию, и, как видно из таблицы, все они хорошо размягчаются закалкой.

Полученные данные позволяют оценить вклад в свойства спеченных сплавов, вносимый искажениями кристаллической решетки при холодной деформации отдельно в закаленном (сравнением свойств в гр. 3 и II) и в остаренном состояниях (то же в гр. 8 и I2).

Аналогично можно оценить эффективность старения закаленных образцов после их холодной деформации (гр. 3-10). Непосредственно после закалки (гр. I2), нагрев под которую позволяет считать наклеп снятым, старение образцов определяется только состоянием перенасыщенного твердого раствора, получаемого закалкой.

Сплавы I и 2 представляют кадмиевые бронзы, описанные в литературе и дополнительно легированные хромом, с целью придания им способности к термообработке (МЦ-5Б). У сплава № I с ростом температуры старения происходит монотонное снижение прочности и твердости, у сплава № 2 с несколько большим содержанием хрома обнаруживается способность к упрочнению в деформированном виде после старения при 400 °С. Таким образом, хотя оба сплава обнаружива-

ют значительное изменение свойств при старении после закалки (ср. свойства в гр. II и I2), тем не менее, для первого из них старение в деформированном виде неэффективно.

Дополнительное легирование этих сплавов небольшим количеством титана (сплав № 3) практически не меняет его прочность и твердость.

Все три сплава с кадмием имеют после деформации и старения одинаковую электропроводность, которая увеличивается с ростом температуры старения. Электропроводность после закалки и старения несколько ниже, чем после закалки-деформации-старения, что может быть связано с менее полным распадом пересыщенного твердого раствора при старении закаленных сплавов в сравнении со старением более неравновесных деформированных сплавов.

Сплав № 4 по составу аналогичен литой бронзе МЦ-5А, получаемой открытой плавкой и имеющей после операции закалка-деформация-старение  $\sigma_b = 460$  МПа,  $\delta = 22\%$ ,  $HRB = 67$ ,  $\rho = 1,96$  мк.Ом·см [1]. Как видно из табл., спеченный сплав после тех же операций имеет большую прочность и твердость, уступая литому в пластичности и электропроводности. Этот же сплав, остаренный в недеформированном состоянии, не уступает литому в твердости и электропроводности, но имеет значительно меньшую пластичность.

Замена части хрома титаном (сплав № 5) ухудшает все свойства, кроме прочности как в деформированном, так и в закаленном виде.

Известно, что получение литых, а тем более спеченных циркониевых бронз встречает затруднения из-за пиррофорности циркония.

По этой причине в работе [5] смешивание порошкового циркония с медью производилось в вакуумированном боксе и, вероятно, для гарантии перемешивания компонентов, он брался в количестве вдесятеро большем предельной растворимости в меди (1,5 вместо 0,15 мас.%).

В нашей работе использована порошковая медь-циркониевая лигатура, содержащая 4 мас.% циркония, изготовленная вакуумной плавкой, обточкой отливки на токарном станке и мокрым размолотом полученной стружки в шаровой мельнице.

Усложнение состава электродных сплавов имеет целью, с одной стороны, увеличить упрочнение при старении за счет выделения второй фазы в виде сложных и мелкодисперсных химических соединений, не содержащих металла - основы, с другой - расширить интервал рабочих температур, в т.ч. и за пределы температуры старения за счет образования фаз, которые не растворяясь в основе, препятствуют росту зерен, повышая тем самым жаропрочность и снижая скорость разупрочнения. В этом отношении спеченные сплавы предпочтительнее литых, т.к. известно, например, что скорость роста зерна при нагреве спеченной меди существенно ниже, чем у литой, что связано с тормозящим рекристаллизацию действием окисных пленок и примесей.

К наиболее жаропрочным сплавам с умеренной относительной электропроводностью (45-50 %) относятся сплавы систем Cu-Co-Be (БрКВ), Mellory-100, Cu-Cr-Ni-Ti (БрХНТ), а также сложные сплавы, содержащие кремний. Свойства некоторых из них изучены в настоящей работе.

Система Cu-Co-Cr, как и более сложная Cu-Co-Cr-Si, по данным Захарова [3], в настоящее время не изучена, тем не менее промышленные сплавы на ее основе уже применяются (бронза БрКХКо).

Сплав № 6 обнаруживает значительно меньший темп разупрочнения при нагреве в сравнении с предыдущими. Максимум твердости и электропроводности он имеет при 500 °С, далее начинается разупрочнение. Рост электросопротивления при 550 °С вероятнее всего связан с повторным растворением фазы, выделившейся при старении, и образованием твердого раствора. Из исследованных сплавов с Co, Ni, Cr и Si он обладает самым малым удельным электросопротивлением после старения в деформированном (2,61 мк.Ом·см) и закаленном (3,01 мк.Ом·см) состоянии, что соответствует относительной проводимости 70 и 60 % соответственно.

Причиной меньшей проводимости вторично закаленных и остаренных сплавов, как уже отмечалось, вероятно, является менее полный распад пересыщенного твердого раствора сплавов в сравнении с деформированием.

Сплав № 7 Cu-Cr-Ni-Ti после деформации и старения по всем показателям уступает предыдущему. Интересной его

особенностью являются более высокие характеристики после старения в недеформированном виде, что свидетельствует о преимущественно термическом, а не деформационном характере упрочнения этого сплава. По данным [6], в бронзе БрХНТ после старения, помимо первичных  $\alpha$ -Cu-кристаллов, должны присутствовать вторичные выделения хрома, а также фазы  $Ni_3Ti$  и  $NiTi$ , совместное влияние которых, по-видимому, и определяет особенности старения этого сплава. Исследования литых Cu-Co-Si и Cu-Ni-Si сплавов показали, что их максимально достижимая прочность и минимальное электросопротивление после закалки со старением достигаются при соотношениях Co-Si и Ni-Si, соответствующих стехиометрическим составам  $Co_2Si$  и  $Ni_2Si$  [2].

Из трехкомпонентных сплавов Cu-Ni-Si (№ 8) и Cu-Co-Si (№ 9) несколько лучше свойства показали последние. После старения при  $450^\circ$  их электросопротивление составило  $4,25 \text{ мк}\cdot\text{Ом}\cdot\text{см}$ , после старения при  $500^\circ$  - снизилось до  $3,60 \text{ мк}\cdot\text{Ом}\cdot\text{см}$  (относительная электропроводность соответственно 42 и 50 %), а затем начало возрастать.

Старение повторно закаленных сплавов приводит к некоторому снижению твердости в сравнении с деформированным состоянием, но зато существенно повышает их пластичность без уменьшения прочности и электропроводности.

Сплавы с кремнием более сложного состава (№ 10-13) не имеют заметных преимуществ перед сплавом № 9, хотя для сложнолегированных литых бронз с уровнем относительной электропроводности 45-50 % найдены оптимальные составы и режимы получения.

Полученные данные могут рассматриваться как предварительные для дальнейшего подбора составов и технологии спеченных дисперсионно-твердеющих сплавов электроконтактного назначения. Оценку пригодности конкретного сплава для работы можно получить лишь сопоставляя полученные лабораторные данные о физических свойствах сплавов с результатами их эксплуатационной проверки.

## В ы в о д ы

1. Исследовано влияние термомеханической обработки и состава на свойства спеченных дисперсионно-твердеющих медных сплавов электроконтактного назначения.

2. Старение сплавов отдельно в деформированном и закаленном состояниях позволило выделить вклад в их свойства, вносимый искажениями кристаллической решетки сплава.

#### Л и т е р а т у р а

1. Слиозберг С.К., Чулошников П.Д. Электроды для контактной сварки. - Л.: Машиностроение, 1972. - 95 с.

2. Николаев А.К. Розенберг В.М. Сплавы для электродов контактной сварки. - М.: Metallurgiya, 1978. 95 с.

3. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. - М.: Metallurgiya, 1980. 255 с.

4. Wilm H., Kalning I., Schatt W. Verfahren zur Herstellung aushärtbarer Sinterlegierungen auf Kupferbasis. Pat. DDR N 111405, 1975.

5. Tassewa S. Untersuchungen an Kupfer-Zirkonium Sinterwerkstoffen // Mitteilung aus dem Zentralinstitut für Schweißtechnik der DDR. - Halle 1969. - N 7. - S. 1064-1076.

6. Bohmeier H., Kunert W., Raschke M., Moennig G., Goetsch A., Nüernerberger D. Verfahren zur Herstellung von Schaltstücken, Pat. DDR N 155861, 1982.

D. Arensbürger

#### Untersuchung aushärtbarer gesinterter Kupferlegierungen

#### Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Eigenschaften der gesinterten Kupferlegierungen mit Zusätzen Cd, Cr, Ti, Zr, Ni, Co und Si untersucht.

Man betrachtet den Einfluss der Wärmebehandlung (Härten und Anlassen) der mechanischen Druckverformung und der metallischen Zusätze auf die Härte, Bruchfestigkeit, Plastizität und den elektrischen Leitwert.

**ВОПРОСЫ ВЫБОРА МАТЕРИАЛА И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
КОНТАКТНЫХ НАКОНЕЧНИКОВ МАШИН АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ  
ПОД ФЛОСОМ**

Широкое использование механизированной сварки и необходимость дальнейшего повышения ее эффективности (увеличение производительности, улучшение качества, снижение трудоемкости и стоимости работ) повышают требования ко всем узлам сварочных аппаратов, в том числе и к деталям, применяемым в мундштуках сварочных автоматов и полуавтоматов для подвода тока к электродной проволоке. Указанные детали — одно из слабых мест аппаратов для дуговой сварки. От их износостойкости во многом зависит надежность работы аппаратов и установок, а также качество сварки. В настоящее время вследствие износа срок службы скользящих токоподводов из меди и некоторых медных сплавов чрезвычайно мал. Малая стойкость токоподводящих деталей и частая их замена снижают производительность труда.

В отечественной и зарубежной литературе вопросы исследования износостойкости и выбора материалов деталей скользящих токоподводов сварочных мундштуков освещены недостаточно.

Известно [1, 2], что износ канала для сварочной проволоки неравномерен по длине наконечника: в верхней части (со стороны входа проволоки) он изнашивается меньше, чем в нижней части, где износ достигает максимума. Это дает основание предположить, что градиент потенциала, а, следовательно, и сварочный ток, протекающий через сечение электрода, достигают максимальной величины на выходном участке, не превышающем 20–30 % длины мундштука.

Условия работы узла подачи сварочной проволоки изучались в ЦСЛ завода "Атоммаш" и отделом сварки ЦНИИТМАШ. Было установлено, что тепловое воздействие на контакт со

стороны сварного шва незначительно, даже при подогреве зоны шва перед сваркой температура контакта не превышает 150 - 200 °С. Главную роль в нагреве контакта играет не термическое влияние зоны сварного шва, а нагрев сварочным током при недостаточной электропроводности. Испытание контактов с относительной проводимостью 45-50 % (Mellory-100, БрКБ) показало, что до такого уровня электропроводности их разогрева током не происходит.

Механические нагрузки на контакт также не могут быть особенно высокими, т.к. связаны только с прижатием их к сварочной проволоке. По данным "Атоммаш" оптимальным усилием прижатия для проволоки диаметром 4-5 мм является 500 - 700 Н (удельное давление 1-2 МПа). Следовательно, требования к прочности материала контактов проявляются опосредственно, через ее влияние на сопротивление износу. Обычно применяемые скорости подачи проволоки составляют 1-2 м/мин, при сварочном токе 200-1000 А.

Большое влияние на износ оказывает состояние поверхности сварочной проволоки. При существующих сейчас методах ее зачистки шероховатость проволоки соответствует параметру  $R_z$  20-40. Сравнение вклада в износ контакта механических и электрических параметров, проведенное в ЦСМ "Атоммаш", показало, что износ контактов, работающих без тока, в 2,7-3,3 раза меньше, чем с током в зависимости от качества проволоки.

Таким образом, оценивая возможные направления в разработке материала контактов для узла подачи сварочной проволоки машин автоматической сварки под флюсом, а также близких к ним по условиям работы контактов шланговых автоматов и полуавтоматов можно заключить, что из трех возможных классов электроконтактных материалов: псевдосплавов меди, дисперсно-упрочненных и дисперсионно-твердеющих медных сплавов (ДТМС) наиболее перспективны последние, т.к. в двух первых не используется либо высокая дугоустойчивость, либо высокое сопротивление ползучести и механическая прочность, в то время как технологические сложности их получения, особенно, дисперсно-упрочненных материалов, значительны.

Вместе с тем разработка ДТМС в основном имела целью создание материалов для электродов контактной сварки и при

этом, естественно, не принимался во внимание износ от скольжения проволоки по контакту, возможность влияния антифрикционных факторов на него, взаимосвязи электроэрозийного и механического износа с параметрами сварки и прижатием проволоки и т.д.

Сказанное указывает на то, что в данном случае необходимо разработать новую разновидность ДТМС, предназначенных именно для работы в узлах подачи проволоки сварочных машин.

Нижеследующий обзор литературы посвящен разбору имеющихся данных по ДТМС применительно к технологии порошковой металлургии.

Сравнительные свойства спеченной и литой меди приводятся в табл. I [4].

Т а б л и ц а I

Свойства спеченной и литой меди

Медь	Плотность г/см <sup>3</sup>	Уд. электро- сопротивление Ом·мм <sup>2</sup> /м	Коэффициент линейного расширения ·10 <sup>6</sup> 1/°C
I	2	3	4
Литая	8,9	0,018	16,8
Спеченная	8,8	0,020	16,1

Механические свойства при температуре в °C, МПа

20		120		250		300		350		400	
σ <sub>b</sub>	НВ	σ <sub>b</sub>	НВ	σ <sub>b</sub>	НВ	σ <sub>b</sub>	НВ	σ <sub>b</sub>	НВ	σ <sub>b</sub>	НВ
5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
300	95	240	80	230	75	220	68	190	40	130	-
300	75	280	67	280	60	260	57	230	49	210	-

Спеченная медь в сравнении с литой имеет меньший темп разупрочнения при нагреве, что связано с более мелким зерном и меньшей скоростью рекристаллизации, влиянием примесей и т.д. Тем не менее применение чистой меди в контактах не оправдано, вследствие размягчения при нагреве уже до 200-250 °C, окисления, низкой эрозийной стойкости и других факторов, поэтому для электродов контактной сварки применяются ее малолегированные сплавы, к которым относятся ДТМС.



Точно установленного предела легирования сплавов такого типа не существует. В литературе на этот счет приведены цифры от 0,5 до 5,0 % [5], но по некоторым данным не более 1,0-2,0 % [6]. По систематизации, предложенной Захаровым [7], пределы легирования могут быть ограничены уровнем проводимости относительно чистой меди; различают сплавы высокой (75-90 %), повышенной (55-75 %) и умеренной (45-55 %) тепло- и электропроводности.

Системы легирования должны быть подобраны так, чтобы заметная растворимость легирующих элементов в меди при высоких температурах сменялась их малой растворимостью при пониженных температурах. Это необходимое условие получения пересыщенного твердого раствора при закалке и эффекта его распада при старении. В этом случае матрица остаренного сплава представлена практически чистой медью, в которой равномерно распределены мельчайшие выделения упрочняющей фазы, совместное действие которых определяет высокую прочность и пластичность сплава. Другим важным критерием при выборе легирующей добавки является ее влияние на электропроводность меди. По этому показателю легирующие металлы могут быть расположены, по мере снижения электропроводности сплава в следующий ряд: Ag, Ni, Zr, Cd, V, Mg, Sn, Al, Be, Cr, Mn, Si, Co, Ti. Из этого ряда Al, Cd и Mg, имея высокую растворимость в меди, используются лишь в термически не упрочняемых, деформируемых сплавах. Из всего многообразия термически упрочняемых ДТМС наибольшее распространение получили сплавы с Zr, Cr, Be и Ti и в гораздо меньшей мере, преимущественно в сложных сплавах применяются Al, Ni, Si и Co. Стандартная технология обработки сплавов состоит из закалки, обработки давлением и старения.

При таком построении операций пересыщенный твердый раствор, получаемый закалкой, оказывается термодинамически наиболее неравновесным, т.к. на создаваемые закалкой искажения кристаллической структуры накладываются искажения наклепом при холодной деформации. Распад такого раствора при старении идет более полно, дисперсность выделяющихся фаз выше и до определенного температурного предела (обычно  $\leq 350^{\circ}$ ) такие сплавы имеют лучшие свойства, чем обработанные по режиму деформация - закалка - старение.

Однако при высоких температурах эксплуатации ( $350-600^{\circ}$ ) в первых наблюдается ускоренная коагуляция выделившихся частиц и, поэтому для таких условий оказываются предпочтительными более равновесные сплавы, в которых закалка непосредственно предшествует старению.

Электропроводность двухфазных сплавов после старения значительно меньше, чем у твердых растворов при той же концентрации легирующих элементов [5, 8].

Наиболее изученными литыми ДТМС являются сплавы Cu-Cr и Cu-Cr-Zr, содержащие 0,5-1 % Cr и 0,02-0,1 % Zr: бронзы БрХ и БрХЦр. Упрочняющей фазой при старении этих сплавов является хром. Они имеют при комнатной температуре  $\sigma_b$  450-500 МПа, HB 100-140, относительную электропроводность 95-100 %.

Более сложные системы Cu-Ni-Si, Cu-Co-Si (БрКХКО), Cu-Co-Be (БрКБ) обеспечивают значительное изменение растворимости добавок в меди и за счет этого прирост свойств при старении у них достигает 250-350 % [5]. Максимальная прочность и электропроводность сплавов с кремнием достигается при соотношении Ni-Si и Co-Si, близких к 4:1. Эти сплавы применяются в наиболее жестких условиях контактной сварки, т.к. имеют высокую прочность и твердость ( $\sigma_b$  700-800 МПа, HB 180-230) при умеренной электропроводности (45-50 %).

Упомянутые сплавы в основном охватывают весь диапазон свойств литых ДТМС, применяемых для электродов контактной сварки, обеспечивающих сварку всех возможных металлов от малуглеродистых до сложнелегированных сталей и жаропрочных сплавов, при температуре рабочего конца электрода от 100 до  $600^{\circ}\text{C}$  и усилиях прижатия до 400 МПа. Для более жестких условий работы, в частности, температур рабочего конца электрода до  $750^{\circ}$ , необходимо применение иного класса контактных материалов: дисперсно-упрочненных.

Технология изготовления литых ДТМС включает плавку меди и легирующих элементов, вводимых в виде лигатур, либо реже в чистом виде. Лигатуры применяют для введения легкоокисляющихся добавок (Zr, Be, Ti и др.), а также по причине, зачастую весьма малого количества необходимой добавки (0,01-0,03 %), которую необходимо распределить в объеме сплава. Именно в возможности использования лигатур и энер-

гичного перемешивания жидкого расплава состоит одно из преимуществ литейной технологии ДТМС перед порошковой, потому что, как правило, необходимые порошки двойных, а тем более сложных медных сплавов промышленно не изготавливаются.

Спеченные ДТМС изучены значительно меньше, чем литые. В основном это сплавы с цирконием, бериллием, хромом и титаном. Ниже рассмотрены особенности в технологии и свойствах спеченных ДТМС, которые можно установить из этих работ.

При изготовлении спеченных циркониевых [11] и хромоциркониевых [12] бронз использовано как смешение чистых исходных порошков, так и предварительно выплавленных распыленных порошковых сплавов. Ввиду пирофорности циркония его смешивание с медным порошком производилось в вакуумируемых боксах. Чтобы гарантировать равномерное распределение циркония, он брался в количестве, в десять раз большем предельной растворимости в меди (1,5 мас.% вместо 0,15%). После прессования и вакуумного спекания брикеты подвергались допрессовке при 1 Па и затем экструдировались на холоду, после этого осуществлялись закалка и старение.

При использовании легированных Cu-Zr и Cu-Cr-Zr порошков [12] основные этапы технологии те же, однако после экструзии заготовок их подвергают гомогенизирующему отжигу при 980°, т.е. при предплавильной температуре с целью максимального выравнивания состава по сечению, затем следуют закалка и старение. Указывается, что свойства таких электродов выше, чем у соответствующих литых. Они сохраняют работоспособность при точечной сварке до температуры  $\leq 700$  °С. Вариантом технологии спеченных ДТМС является горячее прессование заготовок из распыленных легированных порошков [9]. В результате получается заготовка, пригодная для последующей обработки. По нашему мнению, такой вариант нетехнологичен из-за малой производительности операции горячего прессования и больших отходов при переработке полученной заготовки в готовое изделие.

Подводя итоги относительно спеченных циркониевых сплавов, заметим, что их главная особенность состоит в необходимости введения в медь очень небольших добавок циркония (не более 0,1-0,15%) и с этой точки зрения применение порошков сплавов оправдано, однако распылен-

ные порошки плохо прессуются, их трудно получать, особенно мельче 0,1 мм, следовательно, требуются высокие давления прессования или горячее прессование заготовок, которые потом трудно перерабатывать в изделия - контакты. Вместе с тем пирофорность порошкового циркония затрудняет его применение в чистом виде.

При рассмотрении работ по спеченным сплавам с бериллием [13, 14] обращает на себя внимание легкая окисляемость порошков, содержащих до 2,5 % Со и 0,4 % Ве и, связанная с этим пористость заготовок. Высокая относительная плотность прессовок 0,9 была достигнута при использовании порошков, протравленных соляной кислотой. Видимо также из-за легкой окисляемости порошка оказалось необходимым применение горячего прессования вместо спекания. Прочность материала после горячего прессования заготовок из нетравленных порошков была 200 МПа, а из травленных HCl - 120 МПа. Это вдвое больше, чем у соответствующих литых бронз БрКВ и Mellory-100. Отмечается и удовлетворительная пластичность спеченных бериллиевых ДТМС.

Самую большую группу работ по спеченным ДТМС составляют исследования сплавов с титаном и хромом. При этом сплавы с титаном часто исследовались как конструкционные и фрикционные, содержащие 5-10 % Ti. Поскольку титан очень сильно снижает электропроводность меди, то в качестве электродных сплавов двойные Cu-Ti сплавы применения не находят, и титан используется лишь как упрочняющая добавка в хромистых и циркониевых бронзах в количестве 0,1-0,2 мас.%. Хром обычно вводится в количестве 0,6-1 % (предельная растворимость в меди - 0,69 мас.%).

Технология получения спеченных Cu-Ti сплавов в общем не отличается от ранее рассмотренных. Обычно титан вводится в порошковые смеси в чистом виде в количестве 1-1,5 мас.%, для лучшего перемешивания используются фракции титанового порошка мельче 45 мкм (- 325 меш.). Поскольку титан образует с медью легкоплавкую эвтектику, то в работе [15] предложен метод механической активации порошковой смеси, путем размолта отдельно медного порошка в вибромельнице и его последующего смешивания с Ti порошком. В результате происходит сглаживание поверхности частиц меди при одновременном

увеличении в них плотности дислокаций. Если такую смесь Cu и Ti порошков подвергнуть спеканию при температуре эвтектики 887 °C, то на поверхности медных частиц образуется жидкая фаза, которая быстро исчезает за счет ее дальнейшего обогащения медью. В результате сильно увеличивается усадка брикетов и повышается их плотность.

Другой особенностью технологии Cu-Ti спеченных сплавов является возможность их предварительного спекания в водороде, в результате чего титан превращается в гидрид, который при окончательном спекании в аргоне или вакууме вновь распадается при 800 °C с выделением чистого водорода. В результате также усиливается усадка брикетов и повышается их плотность.

Сплавы Cu-Ti используются как конструкционные, фрикционные и для электродов эрозионной обработки. Представляют интерес данные о Cu-Ti сплавах, содержащих графит и графитовое волокно [10]. Они относятся к спеченным ДТМС с антифрикционной добавкой.

#### Выводы:

1. Условия работы контактных наконечников машин автоматической сварки под флюсом и шланговых автоматов изучены слабо.

2. Имеющиеся данные о работе этих контактов дают основание считать наиболее подходящими для них термообработываемые дисперсионно-твердеющие медные сплавы. Использование медных псевдосплавов, равно как и дисперсно-упрочненных сплавов представляется неоправданным.

3. Сведения о спеченных стареющих медных сплавах ограничены, а данные о технологии и свойствах литых сплавов этого класса требуют перевода на технологию порошковой металлургии.

4. Применительно к задаче получения контактного материала для машин автоматической сварки под флюсом требуется разработка новой разновидности спеченных стареющих медных сплавов, сочетающих ряд специфических свойств, отличных от свойств электродов контактной сварки, скользящих и высокоточных контактов.

## Л и т е р а т у р а

1. В а т у р и н Е.К., И б р а г и м о в Т.Р. Повышение срока службы наплавочных мундштуков // Сварочное производство. - 1972. - № 4. - С. 50-51.

2. Б о б р о в с к и й А.В., К р ы л о в И.И. Усовершенствование контактного устройства для автоматической и полуавтоматической сварки // Сварочное производство. - 1968. - № 9. - С. 39.

3. В а х а л и н В.А. К вопросу о токопередаче скользющим контактам // Сварочное производство. - 1971. - № 1. - С. 2-3.

4. С л и о з б е р г С.К., Ч у л о ш н и к о в П.Л. Электроды для контактной сварки. - Л.: Машиностроение, 1972. 96 с.

5. Н и к о л а е в А.К., Р о з е н б е р г В.М. Сплавы для электродов контактной сварки. - М.: Металлургия, 1978. 96 с.

6. Р о з е н б е р г В.М., Н и к о л а е в А.К. Особенности медных малолегированных тепло- и электропроводных сплавов // Цветные металлы. - 1972. - № 8. - С. 65-70.

7. З а х а р о в А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. - М.: Металлургия, 1980. 256 с.

8. К о л а ч е в Б.А., Л и в а н о в В.А., Е л а г и н В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 416 с.

9. Е ф и м о в а В.П. Структура и свойства спеченных хромоциркониевых бронз. - Известия вузов, Машиностроение, 1977, № 8, с. III-III4.

10. Т е р у о к а Н. Пластины из электроконтактного композиционного материала. Заявка. Япония. 57-198232.

11. Т а з е в а S. Untersuchungen an Kupfer-Zirkonium-Sinterwerkstoffen // ZIS-Mitt. - 1969. - 11. - N 7. - S. 1064-1076.

12. S a r i n V.K., G r a n t N.J. Cu-Zr and Cu-Zr-Cr alloys produced from rapidly quenched powders // Met. Trans. - 1972. - N 4. - P. 875-878.

13. W i k l e K e i t h G. Beryllium copper composition and method of producing green compacts and sintered articles therefrom. Пат. США, № 3196007.

14. D r e i z l e r W., A l d i n g e r F., E x n e r H.E. Preparation and properties of P/M copper-beryllium alloys // Mod. Develop. Powder Met. - Vol. 7. - Princeton, N.J., 1974, p. 505-517.

15. R i e g e r B., S c h a t t W., S a u e r Ch. Combined mechanical activation and sintering with a short-time occurrence of a liquid phase / Int. J. Powder Met. and Powder Technol. - 1983. - 19. - N 1. - P. 29-34, 37-41.

S. Letunovitsch, D. Arensburger

### Über die Werkstoffauswahl und den Herstellungsvorgang der UP-Schweissmündstücke

#### Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Werkstoffauswahlprobleme der Schweissdrahtmündstücke für die Unterpulverschweissanlage betrachtet.

Es werden die Eigenart der Betriebsbedingungen und der ungenügende Forschungsstand des Verschleissprozesses der Werkstoffe dargelegt und die Zweckmässigkeit der wärmebehandelten dispersionsverfestigten Kupferlegierungen festgestellt.

Die Aufgaben der bevorstehenden Forschungen sind formuliert.

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА  
СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ Cu-Ti

Основой современных материалов для скользящих электрических контактов является медь. Среди благородных металлов она имеет самую высокую тепло- и электропроводность, жаростойкость и хорошую технологичность на всех операциях изготовления. Основным недостатком чистой меди, как материала для скользящих электрических контактов, является сравнительно низкая прочность и износостойкость при трении. Практически прочностные свойства и износостойкость меди можно повысить холодной деформацией с суммарной степенью 40-70 %. Однако нагрев электрических контактов в эксплуатации выше 200 °С приводит к разупрочнению их вследствие рекристаллизации. Поэтому применение чистой меди для высокоточных скользящих контактов (например, токоподводящие наконечники сварочных автоматов) нецелесообразно [1].

Наиболее перспективным является обоснованное легирование меди с целью повышения температуры разупрочнения, прочности, износостойкости без значительного понижения электропроводности. Примеси и малые добавки легирующих элементов действуют на удельное электросопротивление меди также, как и на температуру рекристаллизации, т.е. увеличивают его [1, 2]. Поэтому основной задачей является создание сплавов, в которых максимальное увеличение прочности и износостойкости сопровождалось бы минимальным ухудшением электропроводности.

В настоящее время особый интерес вызывает система Cu-Ti, обладающая способностью к дисперсионному твердению и хорошей спекаемостью [3]. С увеличением количества титана в меди (до 3 %) повышаются ее прочностные свойства, но резко понижается электропроводность.



Известно, что свойства порошковых сплавов сильно зависят от химического состава, пористости и технологии их изготовления, а также других факторов. Целью настоящего исследования явилось определение влияния некоторых из них на различные свойства Cu-Ti сплава, чтобы на основе этого выбрать режимы, которые позволяют получить лучшие эксплуатационные свойства. Поэтому на основе литературных сведений и предварительных опытов были выбраны 7 факторов, которые влияют или могут повлиять на свойства Cu-Ti порошковых сплавов.

Для решения этой задачи использовали неполный факторный план математического планирования эксперимента [4]. Матрица планирования, исследуемые факторы и свойства приведены в табл. I.

Порошки электролитической меди ПМЭ2, кальциегидридного титана ПТС (все фракции  $\leq 45$  мкм) смешивались в баночном смесителе в течение шести часов. Спекание спрессованных заготовок и старение производили в вакуумной печи при давлении 0,1 Па. Нагрев под закалку вели в трубчатой водородной печи и закаливали в воду.

При измерении твердости и пористости использовались известные методики. Электросопротивления измеряли на образцах размерами 3x1,5x51 мм с помощью одинарного моста РЗ16. Испытания материалов на износ проводили на специальной установке по трехточечной торцевой схеме трения. Контртелом являлась нержавеющая сталь. Предел текучести определяли при сжатии на образцах диаметром 8 мм и высотой 13 мм на испытательной машине.

На основе экспериментальных данных были созданы линейные уравнения регрессии, в виде  $y = b_0x_0 + b_1x_1 + \dots + b_7x_7$ , характеризующие зависимости между свойствами и технологическими факторами.

$$y_n = 7,8 + 1,0x_1 - 0,09x_2 + 0,3x_3 + 0,5x_4 - 0,6x_5 - 0,5x_6 + 0,04x_7 \quad \%$$

$$y_{HV} = 202 + 14,4x_1 + 9,8x_2 + 12,8x_3 - 7,3x_4 + 11,3x_5 + 11,4x_6 - 3,9x_7 \quad \text{ГПа}$$

$$y_{HRB} = 52 + 11,6x_1 + 1,9x_2 + 4,9x_3 - 1,4x_4 + 2,2x_5 + 3,1x_6 + 0,9x_7$$

$$y_{\sigma_T} = 354 + 79x_1 + 8x_2 + 46x_3 - 8x_4 + 13x_5 + 24x_6 - 0,6x_7 \quad \text{МПа}$$

$$\gamma_3 = 0,17 - 0,07X_1 - 0,04X_2 - 0,01X_3 + 0,04X_4 - 0,1X_5 - 0,07X_6 + 0,02X_7 \text{ мм/м} \cdot 10^{-2}$$

$$\rho_p = 872 + 4,0X_1 + 1,02X_2 + 2,58X_3 + 1,6X_4 + 0,1X_5 - 1,8X_6 - 0,4X_7 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$$

Значимые коэффициенты подчеркнуты.

Согласно регрессионным уравнениям, наибольшее влияние на все исследуемые свойства оказывает содержание титана ( $X_1$ ). На прочностные свойства и износостойкость увеличение содержания титана оказывает положительное влияние, но в то же время резко увеличивает электросопротивление и пористость материала. Повышение прочностных свойств при увеличении содержания титана связано с увеличением количества второй упрочняющей фазы в сплаве и легированием твердого раствора, т.е. количество растворенного титана в меди возрастает. Электросопротивление повышается потому, что выделяющаяся мелкодисперсная фаза менее электропроводна, чем матричный материал, т.е. чистая медь. При повышении количества титана в сплаве прессуемость ухудшается, а увеличение более тугоплавкого компонента в прессовках вызывает снижение относительной температуры спекания, вследствие совместного действия обоих факторов пористость спеченных брикетов увеличивается.

Удельное давление прессования ( $X_2$ ) оказывает второстепенное влияние на все исследуемые свойства материала. Очевидно, что различие в пористости образцов после первого прессования снижается при последующих операциях.

Сильно влияющими факторами на прочностные свойства, кроме содержания титана, являются температура спекания ( $X_3$ ), удельное давление допрессования ( $X_5$ ), а также температура старения ( $X_6$ ). При увеличении температуры спекания повышается связь между частицами порошка. Допрессовка (холодная деформация) между закалкой и старением существенно повышает прочностные свойства сплавов. Обработка закаленного сплава давлением увеличивает нестабильность твердого раствора и способствует более полному распаду его при старении, поэтому твердость сплава повышается [1, 5].

Для электрических скользящих контактов характерно два основных вида изнашивания: механическое, обусловленное процессами трения, и электрическое, обусловленное воздействием электрического тока на материалы. Установлено, что механиче-

Т а б л и ц а I

## Матрица планирования и свойства сплавов

Уровни факторов	Ф а к т о р ы				С в о й с т в а							Электро-сопротивление, $\rho$	
	Сод. Ti	Давл. прес. сов.	Темп. спек.	Продол-жительность спек.	Давл. до-прес.	Темп. сра-жения	Прод. сра-жения	Порис-тость, П	Микро-твер-дость, HV	Твер-дость, HRB	Проч-ность при сжа-тии, $\sigma_T$		Интен-сив-ность изна-шивания, J
	%	МПа	°C	мин	МПа	°C	мин.	%	Па	Па	МПа		$\frac{мм}{м}$ 10 <sup>-2</sup>
нижний (-)	1	300	750	30	600	350	10						
основ-ной (0)	2	400	800	60	700	400	60						
верх-ний (+)	3	500	850	90	800	450	110						
$\rho_i$	1	100	50	30	100	50	50						
№ пар-тии	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	X <sub>5</sub>	X <sub>6</sub>	X <sub>7</sub>	%	Па	Па	МПа	$\frac{мм}{м}$ 10 <sup>-2</sup>	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	
1	-	-	-	-	-	+	+	7,1	1,75	36	250	0,40	
2	-	-	-	+	+	-	-	5,9	1,88	43	280	0,11	
3	-	-	+	-	+	+	-	5,7	2,18	36	270	0,10	
4	-	-	+	+	-	-	+	8,3	1,59	40	290	0,45	
5	-	+	-	-	-	-	+	7,0	1,65	33	290	0,34	
6	-	+	-	+	+	+	-	5,7	2,14	40	300	0,08	
7	-	+	+	-	+	+	+	6,0	2,10	57	350	0,05	
8	-	+	+	+	-	-	-	8,5	1,70	38	260	0,42	
												14	
													МК Ом·см
													3,40
													2,55
													2,63
													6,61
													4,66
													2,90
													6,10
													9,19

Продолжение табл. I

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
9	+	-	-	-	+	+	-	7,7	1,90	63	410	0,04	6,52
10	+	-	-	+	-	-	-	10,0	1,56	43	280	0,38	11,58
11	+	-	+	-	-	+	+	9,0	2,25	69	480	0,07	11,26
12	+	-	+	+	+	-	+	9,0	2,25	70	510	0,10	17,05
13	+	+	-	-	+	-	+	7,4	2,20	56	360	0,05	8,88
14	+	+	-	+	-	+	+	8,5	2,04	62	390	0,05	8,66
15	+	+	+	-	-	+	-	8,5	2,70	77	580	0,01	13,60
16	+	+	+	+	+	-	-	9,7	2,40	68	460	0,06	24,02
17	0	0	0	0	0	0	0	8,2	2,08	62	390	0,39	9,08
18	0	0	0	0	0	0	0	8,0	2,15	64	400	0,35	8,80

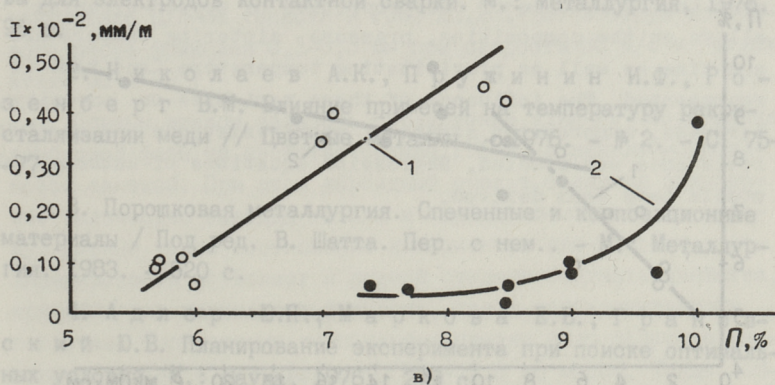
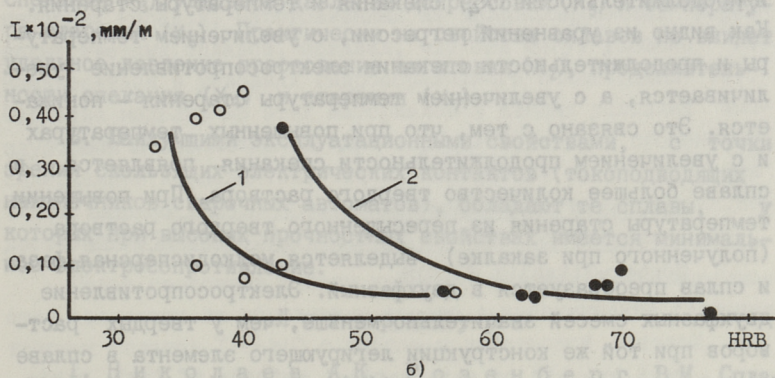
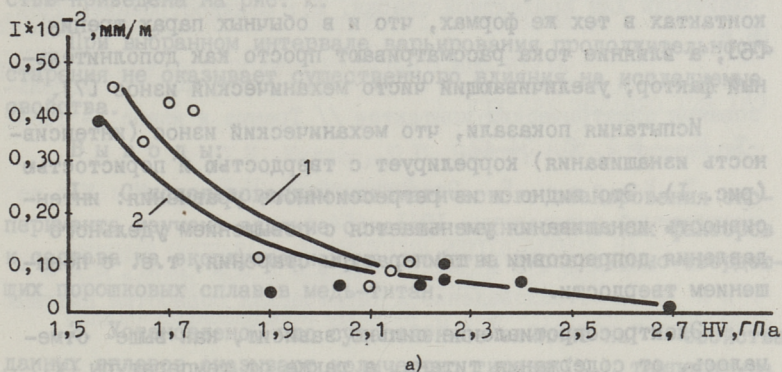


Рис. 1. Зависимости между интенсивностью изнашивания и твердостью (а, б), интенсивностью изнашивания и пористостью (в).  
1 - 1 %  $Ti$ , 2 - 3 %  $Ti$

ское изнашивание проявляется в скользящих электрических контактах в тех же формах, что и в обычных парах трения [6], а влияние тока рассматривают просто как дополнительный фактор, увеличивающий чисто механический износ [7].

Испытания показали, что механический износ (интенсивность изнашивания) коррелирует с твердостью и пористостью (рис. 1). Это видно и из регрессионного уравнения: интенсивность изнашивания уменьшается с повышением удельного давления допрессовки и температуры старения, т.е. с повышением твердости.

Электросопротивление сильно зависит, как выше отмечалось, от содержания титана, а также от температуры ( $X_3$ ) и продолжительности ( $X_4$ ) спекания и температуры старения. Как видно из уравнений регрессии, с увеличением температуры и продолжительности спекания электросопротивление увеличивается, а с увеличением температуры старения - понижается. Это связано с тем, что при повышенных температурах и с увеличением продолжительности спекания появляется в сплаве большее количество твердого раствора. При повышении температуры старения из пересыщенного твердого раствора (полученного при закалке) выделяется мелкодисперсная фаза, и сплав преобразуется в двухфазный. Электросопротивление двухфазных смесей значительно меньше, чем у твердых растворов при той же конструкции легирующего элемента в сплаве

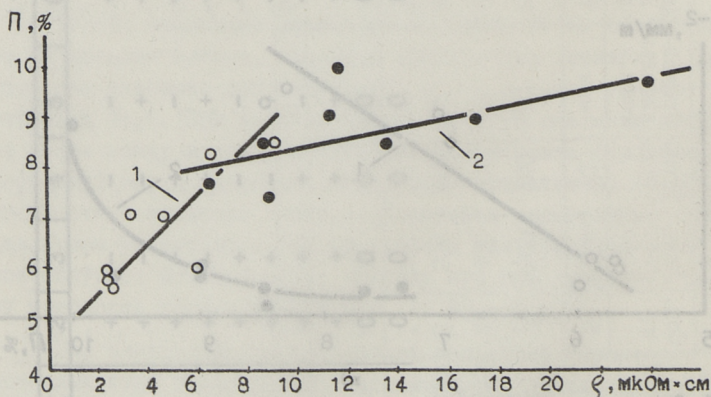


Рис. 2. Зависимость между электросопротивлением и пористостью.  
1 - 1 % Ti, 2 - 3 % Ti

[1, 8]. Зависимость между электросопротивлением и пористостью приведена на рис. 2.

При выбранном интервале варьирования продолжительность старения не оказывает существенного влияния на исследуемые свойства.

#### В ы в о д ы:

1. С использованием математического планирования эксперимента изучено влияние основных технологических факторов и состава на эксплуатационные свойства дисперсионно-твердеющих порошковых сплавов медь-титан.

2. Установлено, что существенное влияние на свойства данных сплавов оказывают количество титана ( $X_1$ ), температура спекания ( $X_3$ ), удельное давление допрессовки ( $X_5$ ) и температура старения ( $X_6$ ). Практически на свойства сплавов не влияет удельное давление прессования заготовки ( $X_2$ ), продолжительности спекания ( $X_4$ ) и старения ( $X_7$ ).

3. Наилучшими эксплуатационными свойствами, с точки зрения скользящих электрических контактов (токоподводящих наконечников сварочных автоматов), обладают те сплавы, у которых при высоких прочностных свойствах имеется минимальное электросопротивление.

#### Л и т е р а т у р а

1. Николаев А.К., Розенберг В.М. Сплавы для электродов контактной сварки. М.: Металлургия, 1978. 96 с.

2. Николаев А.К., Пружинин И.Ф., Розенберг В.М. Влияние примесей на температуру рекристаллизации меди // Цветные металлы. - 1976. - № 2. - С. 75-77.

3. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / Под ред. В. Шатта. Пер. с нем.. - М.: Металлургия. 1983. - 520 с.

4. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 279 с.

5. Слиозберг С.К., Чулошников П.Л. Электроды для контактной сварки. Л.: Машиностроение, 1972, 96 с.

6. Мышкин Н.К. Трибологические аспекты использования электрических контактов // Трение и износ. - 1984. - Т. У. - № I. С. 34-42.

7. Хольм Р. Электрические контакты. М.: Изд-во иностранной литературы, 1961. 464 с.

8. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 416 с.

S. Letunovitch, Y. Pirso

Influence of Production Parameters and Content  
on the Properties of Sintered and Precipitated  
Copper-Titanium Alloys

Abstract

With the aid of mathematical methods of test planning the dependence of the properties of copper-titanium alloys on the composition, pressure, sintering temperature and time as well as precipitating temperature and time is represented. The influence of these variables on porosity, hardness, compression strength, wear-resistance and electric resistance was studied. Regression equations of mathematical models have been derived.



П.К. Каллас, Ю.Ю. Пирсо, Б.Т. Агочашвили,  
И.Н. Буяновский

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА  
АБРАЗИВНУЮ ЭРОЗИЮ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ TiC-WC С  
НИКЕЛЬ-МОЛИБДЕНОВОЙ СВЯЗКОЙ

Опыт применения в буровых шарошечных долотах гидромониторных насадок, изготовленных из маловольфрамовых порошковых твердых сплавов, показал, что они могут успешно использоваться в условиях гидроабразивного изнашивания [1]. Свойства изделий из этих материалов в данных условиях эксплуатации в значительной мере определяются как процентным содержанием компонентов, так и технологией их изготовления [2-4]. Однако работ, посвященных изучению этого влияния, недостаточно, что и сдерживает их широкое применение.

Целью настоящей работы является выяснение закономерностей, влияющих на абразивную эрозию и механические свойства твердых сплавов TiC-WC с никель-молибденовой связкой.

Интенсивность изнашивания определялась на центробежном ускорителе ЦУК-3М (описан в ГОСТ 23.201-78) в струе кварцевого песка фракцией 0,1-0,3 мм при скорости 80 м/с и углах атаки 30 и 90°.

Первым этапом являлось определение влияния содержания карбидной фазы на свойства сплава TiC-WC с никель-молибденовой связкой. При этом карбидный скелет содержал одинаковое количество карбида титана и карбида вольфрама по объему. Именно такое соотношение компонентов при условии равнозернистости позволяет в равной степени получать свойства, присущие как карбидовольфрамовым, так и карбидтитановым скелетам. Соотношение компонентов связки было получено экспериментально и составляло Ni:Mo = 2:3 по массе. Таким образом, в исследуемых композициях варьировалось лишь соотношение между карбидной и связующей фазами. Предварительно

были установлены граничные значения количества карбидной фазы на основе физико-механических свойств сплавов. Снижение содержания карбидов TiC-WC менее 60 % ведет к резкому понижению твердости сплава. В частности, твердость композита при содержании 55 % (TiC-WC) была HRA 79, что меньше твердости кварцевого песка и приводит к интенсификации процесса изнашивания [5, 6]. Увеличение содержания карбидов выше 80 % ведет к чрезмерному понижению прочности сплава. Применение материалов, изгибная прочность которых менее  $600 \text{ Н/мм}^2$ , является нецелесообразным с точки зрения требований эксплуатации.

Учитывая вышеизложенное, для испытаний были отобраны три варианта сплавов с содержанием TiC-WC 60, 70 и 80 %. Свойства сплавов приведены в табл. I. Относительная износостойкость по объему  $\varepsilon$  определялась по отношению к стали 45 (HV 2 Пп). Как видно из табл. I, с увеличением количества карбидной составляющей в пределах от 60 до 80 % при прочих равных условиях возрастает прочность, твердость и износостойкость сплава. При этом, независимо от химического состава, размер зерен карбидной фазы практически не меняется. Низкая прочность сплава № I с 60 % карбидов объясняется его увеличенной пористостью по сравнению с другими сплавами.

Вторым этапом работы являлось изучение влияния таких технологических факторов, как температура и среда спекания, а также время размола смеси на свойства сплавов (табл. 2 и 3). Исследование проводилось на сплаве с 70 % карбидов. Время размола 48 ч.

Из табл. 2 видно, что при одинаковой температуре спекания ( $1450^\circ\text{C}$ ) свойства сплава, спеченного в вакууме, гораздо выше, чем при спекании в водороде. Для получения сравнимых свойств спекание в водороде необходимо проводить при более высокой температуре, чем в вакууме. Однако дальнейшее повышение температуры спекания в вакууме нецелесообразно, поскольку приводит к перераспределению в объеме связующего материала.

Увеличение времени размола с 24 до 72 часов приводит к уменьшению размера зерна карбидной составляющей (табл. 3).

Т а б л и ц а 1

Свойства сплавов типа MB (размол 4Б ч, спекание в вакууме 1450 °С)

№ сплава	Содержание карбидной фазы, мас. %	Ni, мас. %	Mo, мас. %	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Предел прочности при изгибе, МПа	Размер зерна d <sub>WC</sub> , мкм	Твердость HV, ППа	Пористость, %	
								30°	90°
1	60	17	23	9250	690	2,1	9,3	0,8	1
2	70	12	18	9530	990	2,2	13,8		4,4
3	80	7	13	9660	1040	2,1	18,4	0,02	12,3

Т а б л и ц а 2

Свойства сплава 70 (TiC-WC)-12 Ni-18 Mo при разных технологических режимах (размол 4Б с)

№ сплава	Среда спекания	Температура спекания, °С	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Предел прочности $\sigma_u$ , МПа	Размер зерна d <sub>WC</sub> , мкм	Твердость HV, ППа	Пористость, %	
							30°	90°
4	Водород	1450	8620	370	1,4	6,9	0,8	0,4
5	Водород	1500	9580	510	1,6	13,1	0,4	6,1
6	Вакуум	1400	9600	690	2,2	90,5 HRA		
7	Вакуум	1450	9610	1080	2,2	13,5	0,02	2,5

Т а б л и ц а 3

Свойства сплава 70 (TiC-wc) -30 (Ni - Mo) при  
разных временах размола, спекание в вакууме  
при 1450 °С

№ сплава	Время размола, ч	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Предел прочности при изгибе, МПа	Размер зерна, d <sub>wc</sub> , мкм	Твердость HV, Па	Пористость, %	ε при угле атаки	
							30°	90°
8	24	9640	710	3,8	11,4	1,7	0,3	
2	48	9530	990	2,2	13,8	4,4	1,2	
10	72	9610	800	1,1	13,2	2,3	0,5	

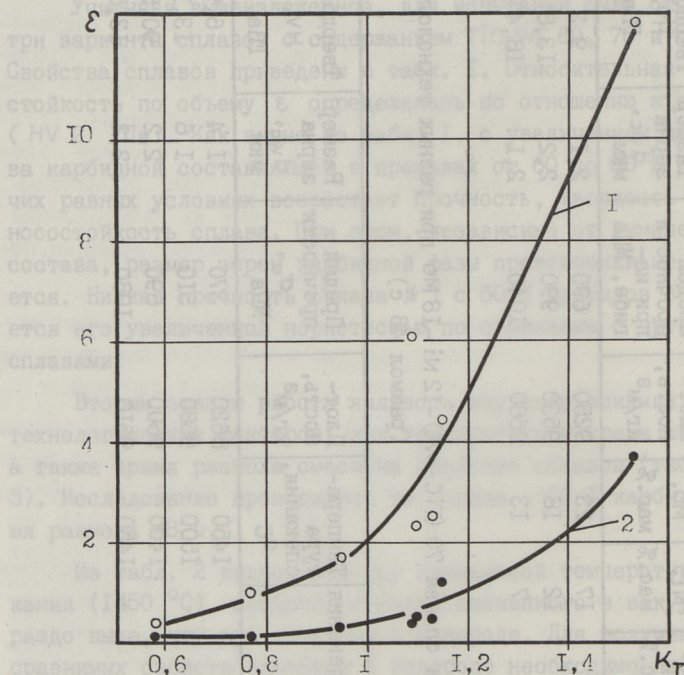


Рис. 1. Относительная износостойкость сплавов в зависимости от коэффициента твердости  $K_T$ :  
1 - угол атаки 30°, 2 - угол атаки 90°.

Однако прочность и износостойкость выше у сплава, полученного при времени размола 48 ч. По-видимому, при длительном размоле происходит окисление смеси, что ухудшает спекаемость

сплава [9]. Следует заметить, что сплавы одинакового состава, изготовленные по одинаковым технологическим режимам, но в разное время (сплавы № 2 и 7 в табл. I и 2), могут отличаться по свойствам. Это обусловлено, по-видимому, колебанием химсостава или свойств исходных порошков разных партий, а также невозможностью обеспечить идентичные условия проведения технологических процессов.

Анализ связей между износостойкостью и свойствами показывает, что при изменении состава и технологии изготовления сплавов при их различной пористости какой-либо корреляции между прочностью при изгибе, размером карбидного зерна, с одной стороны, и износостойкостью с другой, не существует. Единственным свойством, которое связано с износостойкостью, является твердость сплава. При этом можно заметить больший рост износостойкости, если коэффициент твердости  $K_T$  (отношение значения твердости материала  $H_M$  и абразива  $H_A$ ) превышает 1,2 (рис. I).

Сопоставление результатов, полученных в работах [3, 4, 7, 8], со свойствами сплава № 3 выявляет, что износостойкость данного маловольфрамового сплава выше, чем у карбидотитановых сплавов со стальной связкой (50–60 мас.% связки) и находится на уровне износостойкости сплава ВК15 и легированных карбидотитановых сплавов.

## Выводы

1. При увеличении содержания карбидной фазы TiC-WC от 60 до 80 % относительная износостойкость твердого сплава возрастает в 12 и 37 раз при углах атаки 30 и 90° соответственно.
2. При одинаковой температуре спекание в вакууме обеспечивает маловольфрамовым сплавом более высокие свойства.
3. Увеличение длительности размола смеси от 24 до 72 часов приводит к уменьшению среднего размера карбидного зерна спеченного изделия от 3,8 до 1,1 мкм. Однако оптимум износостойкости достигается при 48-часовом размоле.

## Л и т е р а т у р а

1. Буяновский И.Н., Линдо Г.В., Агашвили Б.Т., Чистякова В.А. Исследование

износостойкости твердосплавных и минералокерамических композиций в условиях гидроабразивного воздействия // Трение и износ. 1985. - Т. 6. - № 1. С. 119-124.

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. - № 1. - С. 11-16.

3. К ю б а р с е п п Я.П., В а л ь д м а Л.Э., А н н у к а Х.И. Некоторые пути повышения износостойкости твердых сплавов TiC-сталь в абразивной струе // Трение и износ. - 1985. Т. 6. - № 4. - С. 698-703.

4. К ю б а р с е п п Я.П., А н н у к а Х.И., В а л ь д м а Л.Э. Исследование некоторых условий применимости твердых сплавов TiC-сталь при абразивном и гидроабразивном изнашивании // Трение и износ. - 1985. - Т. 6. - № 5. - С. 851-858.

5. К л е й с И.Р. Основы выбора материалов для работы в условиях газоабразивного изнашивания // Трение и износ. - 1980. - Т. 1. - № 2. - С. 263-271.

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

7. К у д р я в ц е в В.А., К а л л а с П.К. Гидроабразивное изнашивание порошковых легированных карбидтитановых сплавов // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1984. - № 566. - С. 19-25.

8. К ю б а р с е п п Я.П., А н н у к а Х.И. В а л ь д м а Л.Э. Некоторые принципы выбора состава твердых сплавов TiC-сталь // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1984. - № 566. - С. 27-33.

9. А р е н с б у р г е р Д.С., К ю б а р с е п п Я.П. Изучение условий размола порошковой смеси TiC-Fe-Cr // Порошковая металлургия. - 1978. - № 10. - С. 6-10.

P. Kallas, Y. Pirso, B. Agoshashvili,  
I. Buyanovsky

Composition, Technology and Abrasive Erosion  
of TiC-WC Hard Alloys with Ni-Mo Binder

Abstract

The properties of sintered hard alloys with 60-80 % of tungsten and titanium carbides and the Ni-Mo binder were studied. There was suggested a technical regime, which guaranteed alloys with higher wear resistance in the stream of quartz sand.

Л.К. Иващенко, П.А. Кулу, Ю.В. Мильман,  
Я.А. Халлинг

СВЯЗЬ МЕЖДУ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И  
ЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ  
И ПОКРЫТИЙ

При предварительной оценке износостойкости материала прежде всего обращают внимание на твердость, т.к. она является наиболее просто определяемой характеристикой металлических материалов. У порошковой стали в диапазоне пористостей от 5 до 50 % наблюдается корреляция между эрозионной стойкостью и твердостью [1]. Однако порошковые материалы и покрытия, полученные различными способами, но имеющие одинаковую твердость, по износостойкости в одних и тех же условиях могут отличаться на порядок [2, 3].

В ряде случаев микромеханические испытания материалов микровдавливанием оказываются незаменимым методом оценки свойств. Запись диаграмм внедрения в координатах нагрузка на индентор  $F$  – взаимное сближение  $h$  инденторов и образца, осуществляемая на приборе УПМ [4, 5], позволяет рассчитывать зависимость твердости от нагрузки, а также оценивать модуль упругости испытуемого образца. В работах [4, 5] определение модуля Юнга из диаграмм внедрения проводилось на основе представлений об упругом внедрении алмазной пирамиды в плоскую поверхность материала. В работе [6] рассматриваются представления о вдавливании индентора не в плоскость, а в пластически сформированную на предыдущем этапе нагружения пирамидальную поверхность материала. На основании такого представления в [6] приводится соотношение для расчета модуля Юнга

$$E = \frac{(1-\nu^2) E_3 \cdot E_d}{E_d - (1-\nu_d^2) E_3}, \quad (I)$$



где  $E_d$  - модуль Юнга алмазной пирамиды;  
 $\nu$  и  $\nu_d$  - коэффициенты Пуассона материала образца и алмаз-  
 ной пирамиды соответственно;  
 $E_a$  - эффективный модуль Юнга пары материал-индентор,  
 определяемый из соотношения

$$E_a = \frac{HV}{0,13Nh_y/h_{max}} \quad (2)$$

Здесь  $N$  - функция соотношения величин упругого  $h_y$  и уп-  
 ругопластического  $h_{max}$  перемещения индентора.

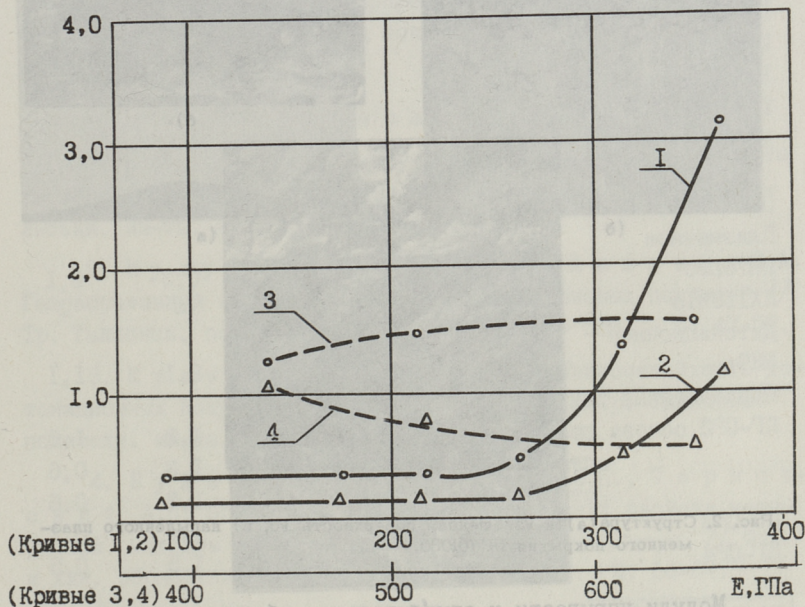


Рис. 1. Относительная износостойкость в зависимости от упругости порошковых материалов и покрытий:

1, 2 - порошковые материалы и покрытия (напыленные) с остаточной пористостью, 3, 4 - беспористые (наплавленные) покрытия соответственно при углах атаки 30 и 90°.

Износостойкость при газообразном изнашивании (эрозивная стойкость) порошковых материалов и покрытий определялась по методике, предусмотренной ГОСТ 23.201-78 на центробежном ускорителе ЦУК-3М с использованием в качестве абразива кварцевого песка с размером зерна 0,1-0,3 мм. Изнашивание материалов проводилось при углах атаки абразивных час-

тиц 30 и 90° при их скорости 80 м/с. В качестве показателя износостойкости принята относительная объемная износостойкость (соотношение интенсивностей объемного изнашивания эталонного и испытываемого материала).

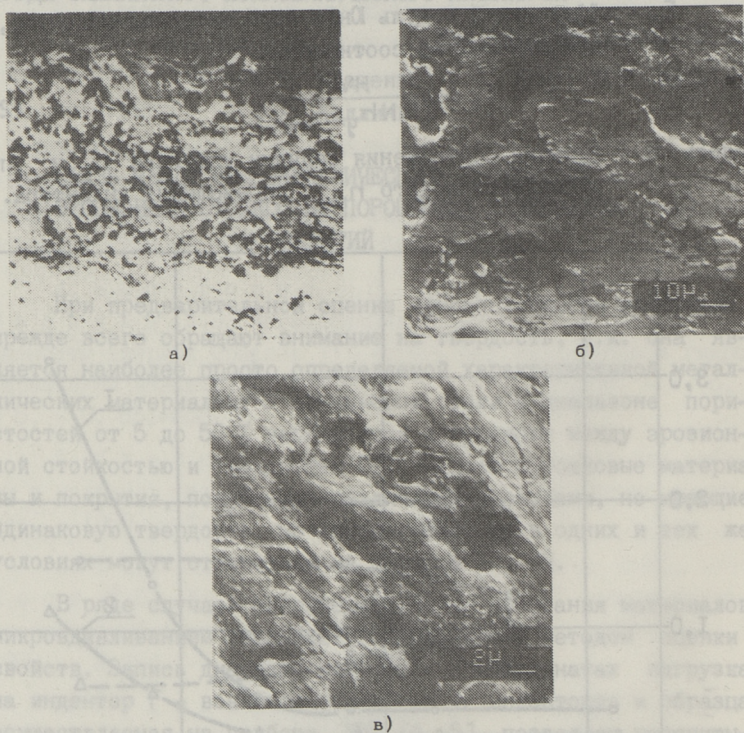


Рис. 2. Структура (а) и изношенная поверхность (б, в) напыленного плазменного покрытия ПН70Ю30.

Модули упругости и относительная объемная износостойкость исследуемых материалов приведены в таблице, зависимость относительной износостойкости от модуля упругости — на рис. 1.

Общих закономерностей между эрозионной стойкостью и модулем упругости для рассматриваемых порошковых материалов и покрытий не получено. Наилучшие соотношения при использовании в качестве определяющего параметра модуля упругости получены для отдельных групп материалов (рис. 1): а — порошковые материалы покрытия, имеющие остаточную пористость,

Б - беспористые материалы и покрытия. К первой группе материалов относятся порошковые материалы на основе железа (порошковая сталь, то же - хромированная) и напыленные покрытия (газопламенные, плазменные и детонационные), при которых увеличение модуля упругости приводит к увеличению относительной износостойкости в абразивной структуре как при малых, так и при больших углах атаки абразивных частиц (рис. 1).

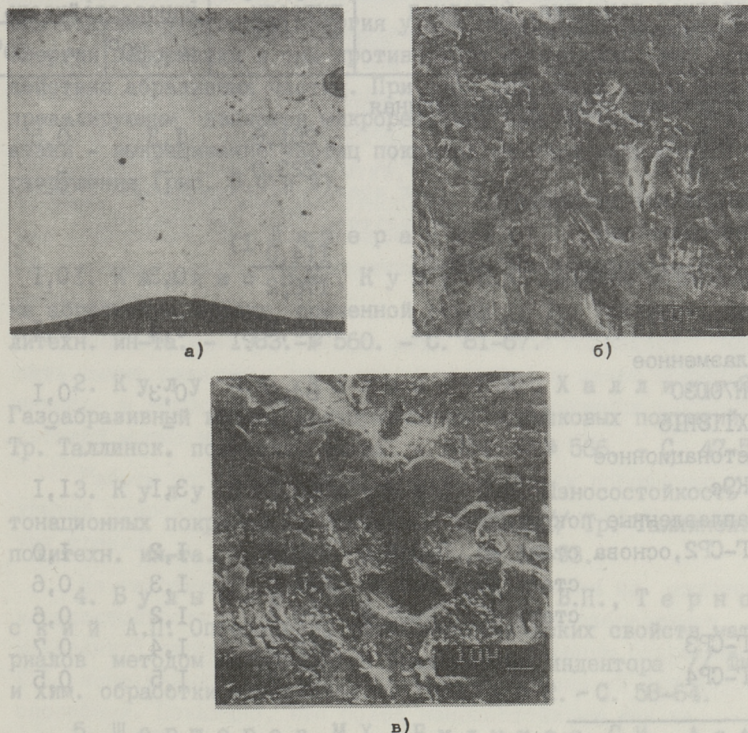


Рис. 3. Структура (а) и изношенная поверхность (б, в) наплавленного газопламенного покрытия ПГ-СР4.

Ко второй группе материалов относятся наплавленные покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР. В зависимости от модуля упругости их характеризует разное поведение при различных углах абразивных частиц: с увеличением модуля упругости при малых углах атаки наблюдается тенденция увеличения износостойкости, при больших углах атаки -



и увеличению концентрического растрескивания, поскольку от величины модуля зависит скорость упругой волны и, следовательно, продолжительность воздействия импульса. Превалирующими являются процессы усталостного разрушения как при малых, так и при больших углах атаки абразивных частиц (рис. 2, б и в).

При беспористых (наплавленных покрытиях с более низким модулем упругости энергия удара накапливается в виде энергии деформации и они противостоят многоциклового воздействию абразивных частиц. При этом при малых углах атаки превалирующим является микрорезание, при больших углах атаки - выкрашивание частиц покрытия за счет усталостного разрушения (рис. 3, б и в).

#### Л и т е р а т у р а

1. К а л л а с П.К., К у л у П.А. Влияние пористости на абразивную эрозию спеченной стали // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1983. - № 560. - С. 81-87.
2. К у л у П.А., К а л л а с П.К., Х а л л и н г Я.А. Газоабразивный износ газотермических порошковых покрытий // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1984. - № 566. - С. 47-52.
3. К у л у П.А., К а л л а с П.К. Износостойкость дентонационных покрытий на спеченных сталях // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1983. - № 560. - С. 89-93.
4. Б у л ы ч е в С.И., А л е х и н В.П., Т е р н о в с к и й А.П. Определение физико-механических свойств материалов методом непрерывного вдавливания индентора // Физ. и хим. обработки материалов. - 1976. - № 2. - С. 58-64.
5. Ш о р ш о р о в М.Х., Б у л ы ч е в С.И., А л е х и н В.П. Методические рекомендации по исследованию физико-механических свойств материалов непрерывным вдавливанием наконечника - М.: ИМЕТ АН СССР. - 1980. - 61 с.
6. Определение твердости и модуля Юнга по глубине внедрения пирамидального индентора / Галанов Б.А., Григорьев О.Н., Мильман Ю.В. и др. // Проблемы прочности. 1983. - № 11. - С. 93-96.

L. Ivashchenko, P. Kulu,  
J. Mühlman, J. Halling

Connection between Micro-mechanical Properties and  
Erosion Resistance of Powder Materials and Coverings

Abstract

It is presumed that the erosion resistance of the surface of powder materials and coverings is on a large scale characterized by their micro-mechanical properties (micro-hardness, modulus of elasticity).

The modulus of elasticity (the Young's modulus) and erosion resistance of powder steel and coverings were studied and the dependence between them determined.

Я.А. Халлинг, П.А. Кулу, П.К. Каллас

## ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОРОШКОВЫЕ ТВЕРДОСПЛАВНЫЕ ПОКРЫТИЯ

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

Широкая универсальность этих методов позволяет наносить самые различные по составу покрытия с целью повышения износо- и коррозионной стойкости, восстановления изношенных деталей машин и др.

Работы по исследованию износостойкости порошковых покрытий относятся в основном к вопросам изучения характеристик трения.

Из газотермических покрытий исследования по изучению износостойкости в абразивной струе (при газоабразивном изнашивании) относятся в основном к наплавленным покрытиям [1], нанесенных сваркой, индукционной наплавкой или другими способами. Показано, что более износостойкими как из порошковых [1], так и диффузионных [2] являются покрытия, в состав которых входят карбиды.

Исходя из вышеуказанного, в данной работе изучены способы нанесения и свойства покрытий из порошков, составляющими которых являются карбидообразующие или карбидосодержащие компоненты. Были выбраны следующие порошковые композиции и способы их нанесения:

1. Порошки наплавочных твердых сплавов (самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР), порошковые смеси самофлюсующихся сплавов и карбидов, нанесенные газопламенной и плазменной наплавкой.

2. Карбиды и твердосплавные порошки и механические смеси на их основе, нанесенные плазменным и детонационным напылением.

Толщина наплавленных газопламенных и плазменных покрытий была в пределах 0,7–1 мм, толщина напыленных плазменных и детонационных покрытий – в пределах 0,2–0,4 мм.

Износостойкость при газоабразивном изнашивании (эрозионная стойкость) покрытий определялась по методике, предусмотренной ГОСТ 23.201–78 на центробежном ускорителе ЦУК-3М. Абразивом являлся кварцевый песок (твердость HV II,0–I2,0 Па) с зернистостью 0,1–0,3 мм. Изнашивание материалов проводилось при углах атаки абразивных частиц 30 и 90° и при их скорости 80 м/с. Эталоном материалом являлась литая сталь 45 (HV2 Па).

В таблице приведены некоторые свойства (твердость, относительная износостойкость) изученных порошковых покрытий.

Наилучшими из напыленных покрытий по эрозионной стойкости являются детонационные покрытия, при этом покрытия из твердосплавного порошка ВК9с по износостойкости в 3–4 раза при малых углах атаки абразивных частиц превышает сталь 45 (см. табл.). Износостойкость покрытий из твердосплавных механических смесей (на основе карбида вольфрама и хрома) значительно ниже. При больших углах атаки лучшие по износостойкости детонационные покрытия остаются на уровне стали 45.

Низкая износостойкость плазменных покрытий в струе абразивных частиц обусловлена, в основном, высокой остаточной пористостью и хрупкостью изученных карбидных покрытий.

Из наплавленных покрытий лучшими являются покрытия, в состав которых входят карбиды (карбид вольфрама, хрома). Например, износостойкость покрытия 88II (WC+Co) более, чем в 2 раза выше износостойкости стали 45. Относительная износостойкость наплавленных покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов на основе никеля до 1,5 раза выше износостойкости стали 45 при малых углах атаки (табл.). Наблюдается слабая тенденция увеличения относительной износостойкости покрытий с увеличением их твердости.

При больших углах атаки абразивных частиц относительная износостойкость покрытий в основном ниже износостойко-



сти стали 45. Наоборот, с изнашиванием при малых углах атаки, при увеличении твердости покрытий наблюдается значительное уменьшение износостойкости покрытий (таб.). Разное влияние твердости при малых и больших углах атаки абразивных частиц на износостойкость покрытий объясняется, в первую очередь, разными механизмами изнашивания при разных углах атаки.

Т а б л и ц а  
Свойства (микротвердость и относительная объемная износостойкость) газотермических покрытий

Способ нанесения и материал покрытия	Микротвердость $H_{0,1}$ , ГПа	Относительная износостойкость, $\epsilon_0$	
		$\alpha = 30^\circ$	$\alpha = 90^\circ$
Газопламенная наплавка			
ПГ-СР2	2,4	1,2	1
ПГ-СР2	4,8	1,4	0,8
ПГ-СР4	6,2	1,4	0,4
I2494	4,3	1,3	0,8
I2495	5,6	1,3	0,6
I2496	9,3	1,6	0,4
ПС-12НВК-01	10,4	0,9	0,4
ПГ-СР4 + 30 % $Cr_3C_2$	11,5	1,1	0,7
88II	5,6 I)	2,1	0,7
	24,6		
Плазменная наплавка			
ПГ-СР2	4,0	1,4	1,3
Плазменное напыление			
TiC-Ni-Mo (40 % связки)	5,8	0,14	0,07
(TiC+ $Cr_3C_2$ ) + 32 % Ni	6,4	0,4	0,1
Детонационное напыление			
ВК9	12,2	1,4	0,2
ВК9с	13,1	3,1	1,1
ВК20	8,1	1,8	0,4
$Cr_3C_2$	9,3	1,6	0,4
КХНХ10	12,0	1,7	0,3

I) Твердость связки (Co) и карбидных составляющих (WC).

Для изучения влияния структуры покрытий на износостойкость были проведены металлографические исследования на мик-

роскопе "ЕРИТУР2" фирмы "Carl ZeissJena". На рис. 1 приведены микроструктуры наплавленных покрытий. Покрытия из самофлюсующихся сплавов порошка типа ПГ-СР практически беспористые, видно малое количество пузырей шлака (темно-серого цвета). Введение в покрытия самофлюсующихся сплавов карбида хрома позволяет повышать твердость покрытий, но не износостойкость. Последнее связано с повышенной пористостью покрытий и плохим сцеплением между частицами карбида хрома и основы покрытия. Аналогичная картина проявляется у покрытия из смеси карбида вольфрама и самофлюсующегося сплава (ПС-12НВК-01). При напылении происходит окисление карбида вольфрама и его выгорание, которое приводит к повышению пористости покрытий и к снижению износостойкости.

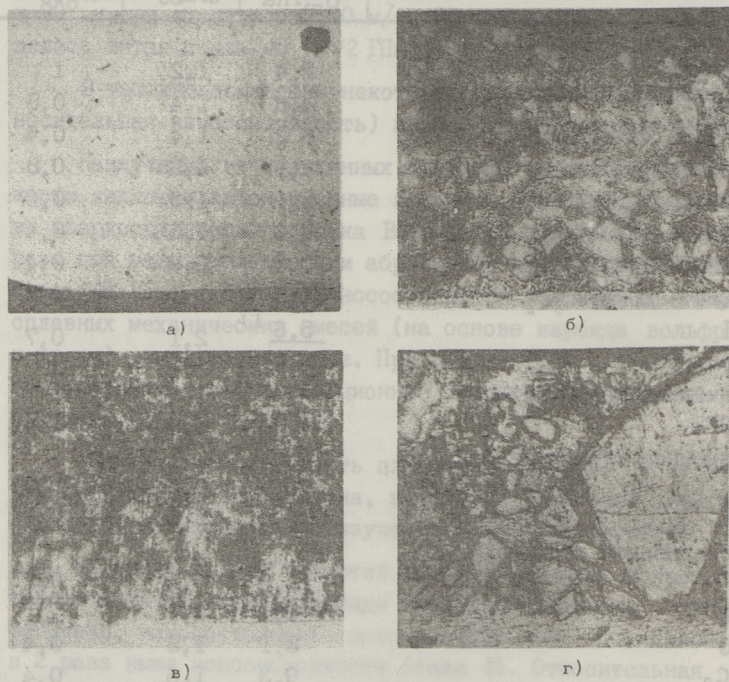


Рис. 1. Микроструктура покрытий из:  
 а) ПГ-СР4, б) ПГ-СР4 + 30 %  $Cr_3C_2$ ,  
 в) ПС-12НВК-01, г) 8811.

Для определения фазового состава покрытий был проведен микрорентгеноструктурный анализ на сканирующем электронном

микроскопе "Nanolab-7" фирмы "Opton" с рентгеновским спектрометром по регистрации рентгеновского излучения каждого из элементов, присутствующих в основе и покрытии. На основе структурного анализа и литературных данных можно сказать, что формирование структуры покрытия из самофлюсующего сплава типа ПГ-СР (Ni-Cr-B-Si) является сложным процессом, включающим: восстановление оксидных пленок, образование жидкой фазы, протекание объемной диффузии, рекристаллизации с образованием твердых растворов и химических соединений, взаимодействие покрытия с подложкой. Структура покрытий после оплавления состоит в основном из  $\gamma$ -твердого раствора на основе никеля, эвтектики боридов никеля ( $Ni_3B, Ni_2B$ ) и твердого раствора, боридов хрома (в основном CrB), никеля ( $Ni_3B$ ), карбоборидов хрома и никеля, а также силицида никеля ( $Ni_3Si$ ) и шлаковых включений (оксиды бора, кремния, хрома) [3].

Распределение образовавшихся фаз по элементам покрытий и подложки приведено на рис. 2,а.

При детонационном напылении можно получать малопористые твердосплавные покрытия. На рис. 2,б видна однородная структура, характерная для детонационных покрытий из твердосплавного порошка ВКЭс. Хорошо различаются карбидные составляющие и металлическая связка. Покрытие представляет собой композицию, компоненты которой являются WC,  $W_2C$ , металлический вольфрам. Функцию связки выполняет кобальт. Содержание сложных карбидов типа  $Co_3W_3C$  незначительно [4].

Типичные кривые распределения W, Co в покрытии приведены на рис. 2,б. Как показали измерения, по толщине покрытия имеются отклонения концентраций элементов покрытия от среднего значения как в большую, так и в меньшую сторону, наблюдаются области шириной 2-5 мкм со сниженным содержанием кобальта и высокой концентрацией вольфрама (что соответствует карбидной фазе), а также участки, обедненные вольфрамом, но с большим содержанием кобальта (металлическая связка).

Таким образом, на основе экспериментов, металлографического и микрорентгеноструктурного анализа, можно сделать следующие выводы:

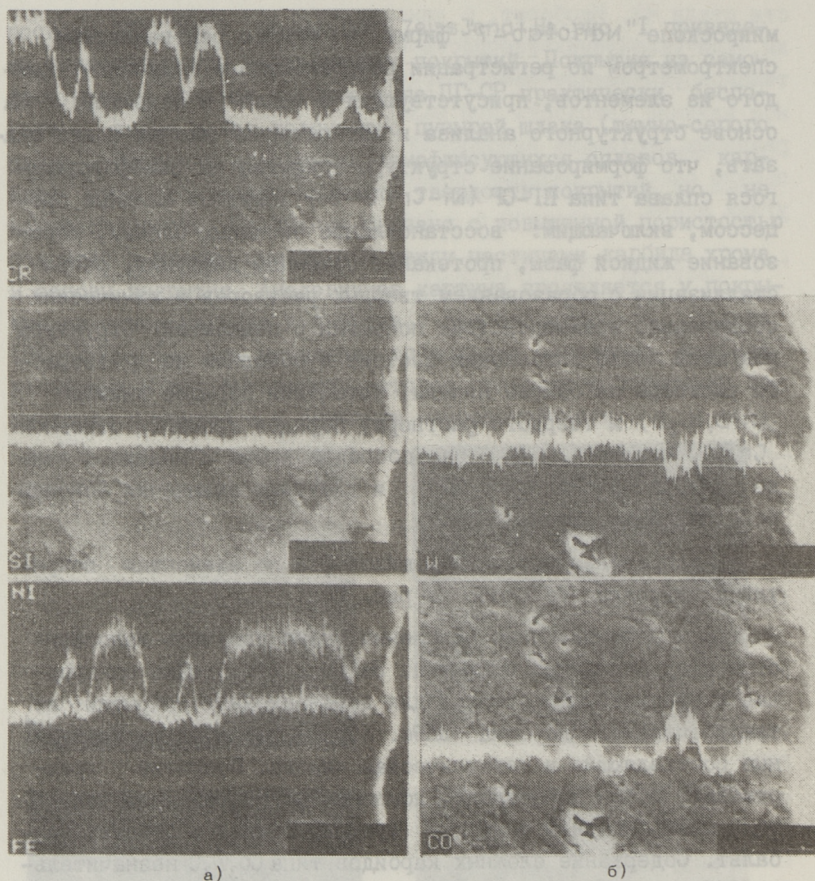


Рис. 2. Микроструктуры и распределение элементов покрытий из:  
а) ПГ-СР4, б) ВК9с.

- более перспективными износостойкими твердосплавными покрытиями являются покрытия с гетерогенной структурой, включающие твердые составляющие (карбиды, силициды, бориды и т.д.) и пластичную связку. Самыми износостойкими являются покрытия, содержащие карбид вольфрама;

- оптимальное соотношение между твердыми составляющими и связкой зависит от состава применяемых порошков, метода их нанесения и от эксплуатационных условий;

- оплавление покрытий из механической смеси самофлюсующихся сплавов и карбидов ( $WC$  и  $Cr_3C_2$ ) желательна вво-

дить в защитные или восстановительные среды, т.к. выгорание углерода ведет к ухудшению свойств покрытий.

### Л и т е р а т у р а

1. Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хруцов, М.А. Бабичев, Е.С. Беркович и др. - М.: Машиностроение. - 1971. - 93 с.

2. Кулу П.А., Пярсоо Р.Х., Паунди Х.Э. Карбидохромовые покрытия на спеченных сталях // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1980. - № 494. - С. 19-24.

3. Knotek O., Lugscheider E. Hartlegierungen für das Pulversitzen. - DVS-Berichte, 1977, 47, S. 51-59.

4. Шмырева Т.П. Фазовый состав детонационных покрытий из сплавов типа ВК // Порошковая металлургия. - 1982. - № 12. - С. 30-35.

J. Halling, P. Kulu, P. Kallas

### Verschleissfeste Pulveroberschuttschichten

#### Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Verschleisseigenschaften der Pulverschuttschichten aus Gasflamme, Plasma und Detonation behandelt. Man untersucht auch die Wirkung der Härte, Struktur und Phase auf den Verschleiss.

## ПРОБЛЕМА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ-ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Часто структура и состав различно влияют на износостойкость и прочность твердых сплавов, поэтому основной проблемой при изготовлении твердосплавных деталей является управление их комплексом износостойкость-прочность.

В работе приводится структурно-прочностная модель управления комплексом износостойкость-прочность твердых сплавов, исходя из теории хрупковязкого разрушения Гриффитса-Орована и теории дисперсионного упрочнения Анселла-Ленея. Экспериментальная проверка справедливости модели была проведена на сплавах карбид хрома-никель в гидроабразивной струе (вода + 1 % кварцевого песка зернистостью 0,1-0,3 мм, скорость струи 80 м/с) по методике [1].

Опыт показал, что использование твердых сплавов в абразивной среде в условиях, вызывающих прямое разрушение поверхности фрикционного контакта резанием или хрупким растрескиванием совсем не оправдано. Установлено, что прямое разрушение микрорезанием поверхности сплава под малым углом атаки абразивной частицы может происходить тогда, когда твердость абразива выше твердости карбидной фазы [2]. В противном случае механизм изнашивания имеет селективный характер [3], т.е. у крупнозернистых сплавов происходит транскарбидное, а у мелкозернистых - интеркарбидное малоцикловое разрушение с последующим выкрашиванием карбидных зерен целиком. Критерием механизма изнашивания в этом случае является критическая величина карбидного зерна.

При разработке модели селективного износа [4] было принято, что хрупкое растрескивание крупных карбидных зерен ( $d > d_{кр}$ ) определяется по формуле Гриффитса-Орована [5, 6] нормальными напряжениями для распространения трещины в карбидной фазе

$$\sigma_{\ell} = [2E_k(\gamma + p) / \pi \ell]^{1/2}, \quad (1)$$

где  $E_k$  - модуль упругости карбидных фаз,  
 $\gamma$  - поверхностная энергия карбида,  
 $p$  - удельная работа пластической деформации при рас-  
 пространении трещины,  
 $\ell$  - длина трещины.

Если по Оровану [6]  $\gamma \ll p$ , по Креймеру [7]  $p = a_k f_c$  и  $\ell \sim d$ , где  $d$  - средняя величина карбидного зерна,  $a_k$  - ударная вязкость сплава, приходящаяся на I объемный процент связи, то формула (1) имеет следующий вид:

$$\sigma_{\ell} = a_1 (E_k a_k f_c / d)^{1/2}, \quad (2)$$

где  $a_1 = 0,8 (d/\ell)^{1/2}$ ,  
 $f_c$  - объемное содержание связи в %.

Из формулы (2) получим критическую величину карбидного зерна

$$d_{кр} = a_1^2 E_k a_k f_c / \sigma_n^2, \quad (3)$$

где  $\sigma_n$  - максимальное нормальное напряжение в контакте, определяемое по Герцу [8].

Силу нормального давления гидроабразивного потока на пластине в формуле Герца можно определить по правилу импульса

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

где  $\rho$  - плотность гидроабразивной струи,  
 $v$  - скорость струи,  
 $f$  - сечение абразивного зерна,  
 $\alpha$  - угол атаки потока.

Из формулы (3) видно, что критическая величина карбидного зерна зависит от свойства сплава, а также от внешнесиловых факторов и свойства струи ( $\sigma_n$ ).

Интенсивность изнашивания крупнозернистых сплавов ( $d > d_{кр}$ ) определяется объемом хрупкого транскарбидного разрушения при ударе абразивного зерна, который в первом приближении будет

$$W_k \sim \sigma_n / \sigma_{\ell}. \quad (5)$$

Интенсивность изнашивания мелкозернистых сплавов ( $d < d_{кр}$ ) определяется объемом интеркарбидной пластической

деформации при ударе абразивного зерна и числом ударов для удаления карбидного зерна из связки

$$W_M \sim \sigma_n / \tau_s n_0, \quad (6)$$

где  $\tau_s$  - касательное напряжение течения связки,  
 $n_0$  - число циклов для удаления карбидного зерна из связки.

Определяем  $\tau_s$  по теории дисперсионного упрочнения Анселла-Ленеля [9], где

$$\tau_s = (G b G^* / 2 k x)^{1/2} + \tau_0, \quad (7)$$

где  $G, G^*$  - модули сдвига матричной и карбидной фазы;  
 $b$  - вектор Бюргерса матричной фазы;  
 $k$  - коэффициент, зависящий от вида дислокации;  
 $x$  - свободное межкарибидное расстояние;  
 $\tau_0$  - касательное напряжение течения связки без карбидного упрочнения.

По Шатту [10]  $x = d f_c / f_k$  ( $f_c, f_k$  - объемные содержания фаз в %).

Из формулы (5) и (2) и из формулы (6) и (7) соответственно получаем безразмерные характеристики износостойкости (обратная величина интенсивности изнашивания) крупнозернистых сплавов ( $d > d_{кр}$ )

$$(W_k^{-1})^* = (E_k a_k f_c / d)^{1/2} \sigma_n^{-1} \quad (8)$$

и мелкозернистых сплавов ( $d < d_{кр}$ )

$$(W_M^{-1})^* = [(G b G^* f_k / d f_c)^{1/2} + \tau_0] n_0 \sigma_n^{-1}. \quad (9)$$

График износостойкости предложенной модели в зависимости от содержания связки приведен на рис. 1. Как следует из формул (8, 9), повышение износостойкости как крупно-, так и мелкозернистых сплавов требует мелкозернистой структуры. Содержание связки влияет по-разному (кривая 1 и 2 на рис. 1). Следовательно, для получения максимальной износостойкости необходимо изготовить твердый сплав с возможно минимальной величиной карбидного зерна и минимальным содержанием связки.

Такой вывод противоречит требованиям прочности. Из работ Гурланда, Бардзила [11] и др. известно, что с увеличением карбидного зерна и содержанием связки прочность



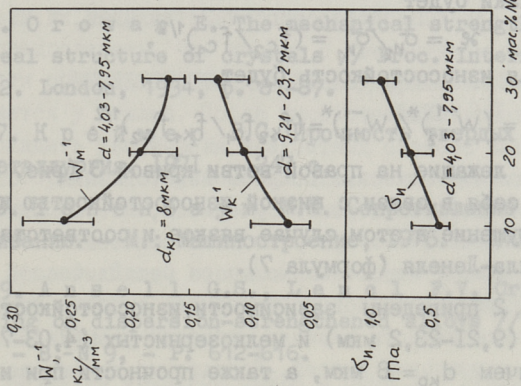


Рис. 2. Износостойкость и прочность при изгибе в зависимости от содержания никеля в карбидохромовом сплаве.

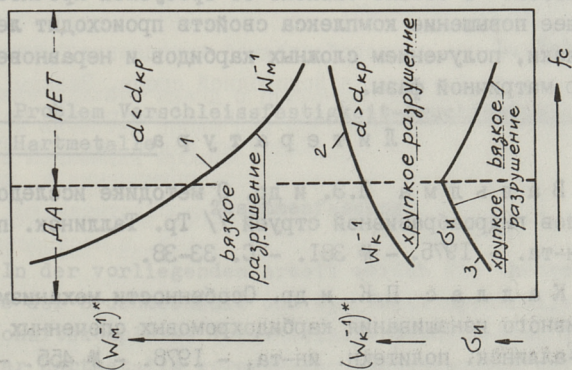


Рис. 1. Кривые  $[W_m^{-1}, W_k^{-1}, \sigma_{II}] = f(\sigma_c)$ .

возрастает, а затем, по достижении максимума, падает (рис. 1).

Кривая 3 на рис. 1 построена, соответственно теории Гриффитса (формула 2). В этом случае разрушение хрупкое и относительная прочность двух сплавов при варьировании содержания связи будет

$$\kappa = \sigma_{и2} / \sigma_{и1} = (f_{c2} / f_{c1})^{1/2}, \quad (10)$$

относительная износостойкость будет

$$\varepsilon = (W_{M2}^{-1})^* / (W_{M1}^{-1})^* = (f_{к2} f_{c1} / f_{к1} f_{c2})^{1/2}. \quad (11)$$

Сплавы, лежащие на правой ветви кривой 3 (рис. 1), не оправдывают себя в связи с низкой износостойкостью и прочностью. Разрушение в этом случае вязкое и соответствует теории Анселла-Ленеля (формула 7).

На рис. 2 приведены зависимости износостойкости крупнозернистых (9,21-23,2 мкм) и мелкозернистых (4,03-7,95 мкм) сплавов, причем  $d_{кр} = 8$  мкм, а также прочности при изгибе сплавов карбид хрома-никель, которые подтверждают приведенную модель.

Заключение. Для получения оптимального комплекса износостойкость-прочность твердых сплавов необходимо создавать такие структуры, у которых основой будет мелкозернистая карбидная фаза с высоким модулем упругости, причем ее количество в объеме зависит от требуемой прочности. Дальнейшее повышение комплекса свойств происходит легированием связи, получением сложных карбидов и неравновесных структур матричной фазы.

#### Л и т е р а т у р а

1. В а л ь д м а Л.Э. и др. О методике исследования материалов гидроабразивной струей // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. - 1975. - № 381. - С. 33-38.
2. К а л л а с П.К. и др. Особенности механизма гидроабразивного изнашивания карбидохромовых спеченных сплавов // Тр. Таллинск. политехн. ин-та, - 1978. - № 455. - С. 67-77.
3. В а л ь д м а Л.Э. Гидроабразивный износ порошковых твердых сплавов // Трение и износ. - 1984. - Т. У. - № 5. - С. 859-864.

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

5. G r i f f i t h A.A. Phenomena of rupture and flow of solids // Phil. Trans. Roy. Soc. - London, 1920. - A. 221. - P. 163-198.

6. O r o w a n E. The mechanical strength properties and real structure of crystals // Proc. Intern. Conf. Phys. Vol. 2. London, 1934, p. 81-87.

7. К р е й м е р Г.С. Прочность твердых сплавов. - М.: Металлургия, 1971. - 247 с.

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

9. A n s e l l G.S., L e n e l F.V. Criteria for yielding on dispersion-strengthened alloys // Acta met. - 1960. - 8,-N 9, - P. 612-616.

10. S c h a t t W. Pulvermetallurgie Sinter- und Verbundwerkstoffe. - Leipzig: VEB, Deutscher Verl. f. Grundstoffindustrie, 1977. - 572 S.

11. G u r l a n d I., B a r d z i l P. Relation of strength composition and grain size of sintered WC-Co alloys // Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., - 1955. - Vol. 203. - P. 311-315.

L. Valdma

### Das Problem Verschleissfestigkeit-Bruchfestigkeit der Hartmetalle

#### Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die theoretische Analyse der Bruchmechanik und die Regelungsmodelle des Eigenschaftskomplexes Verschleissfestigkeit-Bruchfestigkeit der Hartmetalle vorgetragen. Entsprechend der stereologischen Gefügecharakteristik betrachtet man die Hauptgrundsätze der Regelung des Komplexes Verschleissfestigkeit-Bruchfestigkeit der Hartmetalle.

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

НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
СПЛАВОВ TiC-СТАЛЬ

Многие технологические вопросы изготовления сплавов TiC-сталь относительно хорошо изучены [1, 2]. Например, в работе [1] показано, что при размоле порошковых смесей TiC-Fe-Cr, содержащих относительно много металлической составляющей и хрома, необходимо применять меньшие продолжительности и интенсивности размола, чем при размоле мало- и бесхромистых порошковых смесей. Достаточно хорошо исследованы вопросы формирования структуры и взаимодействия карбида титана со сталью при жидкофазном спекании и пропитке сплавов TiC-сталь (см., например, [3-10]). Хорошо исследованы вопросы термической обработки сплавов TiC-сталь, подвергающихся обработке резанием после отжига [11-13]. Исследованы условия спекания материалов TiC-сталь в разных средах [14]. В то же время нет исследований, относящихся к предварительному спеканию.

Известно, что в твердосплавной технологии применяется предварительное спекание в водородной среде. Заводы, начинающие выпускать твердосплавные изделия, стараются не применять взрывоопасный водород. Одной из задач настоящей работы являлось исследование возможности применения в качестве среды для предварительного спекания карбидтитановых твердых сплавов вместо водорода других газов, в частности, диссоциированного аммиака и азота.

Промышленность выпускает высокопроизводительные методические вакуумные печи. Остаточное давление в таких печах обычно не ниже 10 Па ( $7,5 \cdot 10^{-2}$  мм рт.ст.). Известно, что карбидовольфрамовые сплавы спекаются при таком вакууме. Интересно исследовать влияние степени остаточного давления в

вакуумной печи на свойства карбидтитановых сплавов, чтобы определить возможность применения методических вакуумных печей.

Особенностью порошковых твердых сплавов TiC-сталь является возможность их упрочнения термообработкой. Известно, что при закалке термообрабатываемых сплавов TiC-сталь как и сталей, их твердость и прочность при изгибе увеличиваются. Можно предполагать, что вместе с увеличением твердости и прочности при изгибе уменьшается ударная вязкость, как это наблюдается у сталей. После высокотемпературного отпуска можно ожидать увеличения вязкостных свойств вместе с уменьшением твердости и прочности. Однако наблюдения показывают, что термообработка влияет на свойства твердого сплава со стальной связкой несколько иначе, чем на свойства соответствующих сталей. Одной из целей настоящей работы и было исследование влияния термообработки на свойства термообрабатываемых сплавов TiC-сталь.

В качестве защитной среды в печи для предварительного спекания применялись водород, диссоциированный аммиак и азот. Исследовались сплавы различных составов. Предварительное спекание в водороде и в диссоциированном аммиаке проводилось при 700 °C в течение 40 мин., а предварительное спекание в азоте - при 850 °C в течение 40 мин. В последнем случае, с целью дополнительной защиты и создания восстановительной атмосферы, образцы покрывались графитовой крупкой. Окончательное спекание проводилось в вакууме. Основные результаты представлены в табл. I.

Можно сделать вывод о применимости диссоциированного аммиака в качестве среды для предварительного спекания, не опасаясь понижения прочностных свойств. Спекание в азоте нельзя рекомендовать, поскольку у сплавов с высоким содержанием карбида титана наблюдается уменьшение прочности, вязкости, а также твердости. Такое влияние азота в печи предварительного спекания пока объяснить не удалось. У мелкокарбидных сплавов, предварительно спеченных в азоте, уменьшение прочности и вязкости не наблюдалось, а твердость даже несколько повышалась.

Исследованию влияния глубины вакуума на свойства спеченных карбидтитановых сплавов подвергались сплавы с ме-

таллической связкой двух типов: из высокохромистой нержавеющей стали Fe-Cr-Ni и из бесхромистой стали Fe-Si. Оба сплава были предварительно спечены в водороде, а окончательно в графитовой коробке, т.е. в присутствии углерода в пространстве печи.

Т а б л и ц а I

Прочность при изгибе  $\sigma_u$ , ударная вязкость  $\alpha_n$ , плотность  $\gamma$  и твердость по Виккерсу HRA сплавов TiC-сталь, предварительное спекание которых проведено в водороде  $H_2$ , в диссоциированном аммиаке  $3H_2+N_2$  и в азоте  $N_2$ . Свойства определены после закалки

Состав сплава, мас. % TiC связка		Среда	С в о й с т в а			
			$\sigma_u$ , Па	$\alpha_n$ , кДж/м <sup>2</sup>	$\gamma$ , 10 <sup>3</sup> кг/м <sup>3</sup>	HRA
40	Fe-Cr-Si (5 % Cr)	$H_2$	2,08	48	6,24	84,8
		$3H_2+N_2$	2,01	40	6,25	85,2
		$N_2$	2,02	45	6,20	86,1
40	Fe-Cr-Si (21 % Cr)	$H_2$	1,53	29	6,16	84,2
		$3H_2+N_2$	1,65	28	6,20	84,4
		$N_2$	1,63	24	6,17	84,9
60	Fe-Si	$H_2$	1,95	38	5,85	89,6
		$3H_2+N_2$	1,81	27	5,81	88,6
		$N_2$	1,46	23	5,82	88,0
60	Fe-Ni	$H_2$	2,38	59	5,92	86,4
		$3H_2+N_2$	2,32	-	5,82	85,9
		$N_2$	1,94	-	5,87	85,0

Таким образом, создавались условия для присутствия в печи восстановительной атмосферы из окиси углерода, что, согласно работе [9], должно способствовать спеканию. Кроме того, таким способом имитировались условия спекания в вакуумной печи, футерованной графитом и снабженной графитовыми нагревателями. Результаты исследований представлены в табл. 2.

1000-кратное ухудшение вакуума практически не влияло на прочность при изгибе бесхромистого сплава, но в некоторой степени ухудшало прочность высокохромистого сплава. Оба сплава спекались в одинаковых условиях: в присутствии окиси уг-

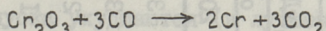
лерода в пространстве печи. В случае низкого вакуума 10 Па окиси углерода больше и этим создаются более благоприятные условия для восстановления окислов, содержащихся в сплаве.

Т а б л и ц а 2

Влияние степени вакуума на прочность при изгибе  $\sigma_u$ , плотность  $\gamma$  и твердость HRA сплавов 60 мас.% TiC - 40 % стали. Сплавы закаленные

Состав стальной связки	Спекание в вакууме с остаточным давлением, Па					
	10			0,01		
	$10^3 \gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	$\sigma_u$ , ГПа	HRA	$10^3 \gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	$\sigma_u$ , ГПа	HRA
Х16Н14	5,79	1,68	85,8	5,79	1,92	86,1
Fe-Si	5,74	2,03	89,4	5,78	1,93	89,4

Если сплав содержит окислы, восстанавливаемые окисью углерода, то понижение вакуума, т.е. ухудшение условий вакуумной очистки от кислорода компенсируется увеличением содержания восстановительной атмосферы из окиси углерода в печи и свойства сплава не ухудшаются. Существует, конечно, опасность некоторого науглероживания связки сплава, но в случае применения стальной связки это не опасно в связи с большой растворимостью углерода в расплавах на основе железа. В случае же высокохромистого сплава рафинирующее действие высокого вакуума не компенсируется большим количеством восстановительной окиси углерода в печи при более низком вакууме, т.к. согласно термодинамическим расчетам, реакция восстановления окислов хрома



при температурах спекания не может состояться.

Исследование влияния температуры отпуска на механические свойства сплавов TiC-сталь проводилось на сплавах, изготовленных из различных по составу карбидов титана. Результаты исследований приведены в табл. 3.

Можно сделать вывод, что высокотемпературный отпуск не приводит к повышению ударной вязкости, как это наблюдается у сталей. Уменьшение твердости металлической связки не позволило увеличивать вязкость даже весьма твердых и, следовательно, хрупких сплавов, содержащих 70-80 мас.% TiC.

Таблица 3

Прочность при изгибе  $\sigma_u$ , ударная вязкость  $\sigma_H$  и твердость по Виккерсу HV сплавов TiC-сталь Х9С1,5 после закалки и отпуска при различных температурах (200 и 700 °С)

Содержание в сплаве мас. %	Свойства при применении TiC состава $C_{\text{общ}} = 20,0, C_{\text{св}} = 0,7\%$				Свойства при применении TiC состава $C_{\text{общ}} = 18,12, C_{\text{св}} = 0,18\%$							
	$\sigma_u, \text{Па}$		$a_H, \text{кДж/м}^2$		HV, Па		$\sigma_u, \text{Па}$		$a_H, \text{кДж/м}^2$			
	отп.		отп.		отп.		отп.		отп.			
	200°	700°	200°	700°	200°	700°	200°	700°	200°	700°		
30	1,50	1,24	3,2	2,7	10,3	5,0	1,60	1,36	3,3	3,1	8,3	4,7
40	1,90	1,49	3,0	2,5	11,9	7,1	2,04	1,70	3,7	4,0	10,6	6,1
50	1,70	1,28	2,5	1,5	13,0	8,7	1,79	1,59	2,8	3,0	11,8	7,5
60	1,42	1,15	1,4	1,2	14,2	10,3	1,76	1,46	3,4	3,0	13,0	9,7
70	1,01	0,80	-	-	15,8	13,5	1,20	0,85	1,3	0,8	13,5	10,6
80	0,63	0,56	-	-	17,0	15,7	1,20	0,99	1,0	0,8	15,6	12,5



Если ударная вязкость после высокотемпературного отпуска изменяется относительно мало, то прочность при изгибе, как правило, уменьшается. Такие результаты можно объяснить разными структурами закаленной и отпущенной стали и стальной связки сплавов TiC-сталь. Хромистая сталь X9Cr,5 закаливается на мартенсит, в то время как в стальной связке твердого сплава TiC-сталь X9Cr,5 после закалки мартенсита не образуется даже после быстрого охлаждения в воде. Максимальная микротвердость стальной связки после закалки не превышает 4,5-5,5 Па, что указывает на образование структур разложения аустенита типа троостита и/или бейнита.

Закалка сплавов TiC-сталь с образованием мартенситной структуры связки невозможна, т.к. большое количество частиц карбида титана способствует распаду аустенита при любых технологически применяемых скоростях охлаждения. Таким образом, структура закаленных и подверженных затем низкому или высокому отпуску сплавов, отличается лишь дисперсностью продуктов распада аустенита. После низкотемпературного отпуска она выше, следовательно, выше и прочность при изгибе твердого сплава. Несмотря на уменьшение твердости стальной связки после высокотемпературного отпуска, огрубление ее структуры не позволяет получить увеличения вязкости.

Таким образом, термообработываемые сплавы TiC-сталь целесообразно применять исключительно после закалки и низкотемпературного отпуска. Это позволяет получить одновременно как высокую твердость и износостойкость, так и прочность при изгибе и вязкость. В спеченном виде или после высокотемпературного отпуска ухудшаются (в лучшем случае сохраняются) все вышеперечисленные механические свойства.

#### Л и т е р а т у р а

1. А р е н с б у р г е р Д.С., К ю б а р с е п п Я.П. Изучение условий размола порошковых смесей TiC-Fe-Cr // Порошковая металлургия. - 1978. - № 10. № С. 6-10.
2. Ш е л е х и н а В.М. Некоторые особенности размола и прессования материалов типа карбид титана-сталь // Порошковая металлургия (Минск). - 1980. - № 4. - С. 19-22.

3. Кипарисов С.С., Нарва В.К., Лошкарева Н.С., Титов А.В. Взаимодействие карбида титана со сталью при спекании // Порошковая металлургия. - 1977. - № 8. - С. 34-38.
4. Чапорова И.Н., Репина Э.И. Исследование распределения легирующих элементов в сплаве ферро-ТiС. - Науч. тр. ВНИИТС. - 1978. - № 18. - С. 55-57.
5. Формирование структуры сплавов ТiС-сталь при спекании (сообщение II) / Кипарисов С.С., Нарва В.К., Далева Л.И., Чугунов Р.С. // Порошковая металлургия. - 1976. - № 10. - С. 72-76.
6. Цукерман С.А. Износостойкий металлокерамический материал на основе карбида титана // Порошковая металлургия. - 1970. - № 6. - С. 53-56.
7. Викторов Э.А. О влиянии окисных пленок при пропитке карбида титана со сталью // Порошковая металлургия. - 1969. - № II. - С. 102-105.
8. Ковальченко М.С., Середя Н.Н. Исследование процесса спекания керметов на основе карбида титана // Порошковая металлургия. - 1968. - № I. - С. 17-22.
9. Середя Н.Н., Ковальченко М.С. Магнитометрическое определение цементита в спеченных композициях карбид титана-железо и карбид титана-сталь. // Порошковая металлургия. - 1967. - № 9. - С. 42-45.
10. Физико-химическое исследование взаимодействия компонентов в сплавах карбид титана-сталь / Кипарисов С.С., Нарва В.К., Далева Л.И., Кузнецова К.Ф. // Известия вузов. Цветная металлургия. - 1976. - № 2. - С. 136-140.
11. Кипарисов С.С., Нарва В.К. Получение и свойства керметов на основе карбида титана со связкой из легированной стали // Известия вузов. Цветная металлургия. - 1969. - № 3. - С. 135-139.
12. Кипарисов С.С., Паисов И.В., Нарва В.К. Термическая обработка металлокерамических материалов на основе карбида титана // Порошковая металлургия. - 1969. - № 9. - С. 10-13.

13. Влияние термической обработки спеченных материалов карбид титана - мартенситно-стареющая сталь на их свойства / Нарва В.К., Коршунов Б.Г., ван Тхао, Ионцев В.Н. // В кн.: Исследование и разработка теоретических проблем в области порошковой металлургии и защитных покрытий. - Ч. 2. - Минск. - 1984. - С. 137-140.

14. Кипарисов С.С., Нарва В.К., Лошкарева Н.С. Исследование условий спекания материалов TiC-сталь в разных средах // Порошковая металлургия. - 1976. - № 8. - С. 46-50.

J. Kübarsepp, L. Valdma, H. Annuka

Some Problems of Technology in Manufacturing  
Steel-Bonded Titanium-Carbide Hard-Facing

Alloys

Abstract

The influence of atmosphere in a preliminary-sintering furnace, degree of vacuum in a final-sintering furnace and conditions of thermal treatment on the mechanical properties of steel-bonded titanium-carbide hard-facing alloys were investigated.

А.А. Лаансоо, Х.Х. Кяэрти,  
У.Д. Рандмер, В.Я. Лийман

### О ДЕФОРМАЦИИ ЧАСТИЦ ПОРОШКА ПРИ ПРЕССОВАНИИ

В отличие от спеченных магнитопроводов, магнитодиэлектрические и магнитомягкие композиционные материалы (ММКМ) после низкотемпературной термообработки сохраняют структуру, образовавшуюся в процессе прессования. Сферические или равноосные по форме частицы при прессовании деформируются, в результате чего размер частиц в направлении прессования меньше, чем в перпендикулярном направлении. Это приводит к анизотропии свойств ММКМ. В [1] показано, что при использовании равноосных железных порошков, вследствие изменения формы частиц при прессовании, магнитная индукция ММКМ в направлении прессования на 2000 Гс, т.е. на 20-25 % меньше, чем в перпендикулярном направлении. Данное обстоятельство необходимо учитывать при использовании магнитопроводов.

Силовое взаимодействие частиц при прессовании зависит от схемы их укладки при засыпке, а также от формы частиц.

Деформационный механизм уплотнения порошковых тел развивается в сравнительно общей постановке в монографии [2], где считается, что структура порошкового тела является геометрически нерегулярной, взаимное расположение частиц порошка случайное и все направления в порошковом теле равновероятные. Часто для упрощения теоретического анализа процесса прессования реальные частицы заменяются идеализированной моделью-системой частиц шарообразной формы. По часто применяемой контактной теории сыпучей среды исключается структурная деформация и считается, что частицы уложены в прессформе по регулярной схеме. Для такой "правильной" упаковки сферических частиц одинакового диаметра имеется несколько вариантов, которые соответствуют простой кубиче-

ской (ПК), кубической объемноцентрированной (ОЦК), кубической гранецентрированной (ГЦК) или гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетке. Коэффициент компактности (относительная плотность) этих моделей соответственно  $\psi \approx 0,52, 0,68, 0,74$  и  $0,74$ , а координационное число 6, 8, 12 и 12.

В данной работе рассматриваются вопросы деформации шарообразных частиц в таких идеализированных моделях с учетом изменения их геометрической формы, а также сравнения с результатами измерения размеров частиц железного порошка после прессования на микрошлифах.

Изменение формы частиц при прессовании зависит от схемы их укладки при засыпке, от количества контактных участков между соседними частицами. Деформация сферических частиц носит сложный характер по объему и зависит от количества контактов. В [3], на примере уплотнения свинцовых гранул показано, что до конца первой стадии прессования, когда уплотнение происходит за счет взаимного смещения и пластического смещения объема частиц, среднестатистическое число контактов составляет 7,5, а относительная плотность  $\psi = 0,73$ . Это указывает на то, что основной объем частиц имеет ОЦК укладку с числом контактов 8, а также имеются частицы, имеющие кубическую укладку с числом контактов 6. Максимально достигаемое число контактов составляет, по данным работы [3], 13,5–14 (при  $\psi = 0,98$ ).

Отмечается, что вторая стадия прессования характеризуется в основном пластической деформацией первичных контактов и в меньшей степени вторичных, появляющихся в результате соприкосновения ранее не контактирующих частиц. Из указанного можно заключить, что количество граней на деформированной частице может быть меньше, чем число контактов. В [3] приведены схемы образования граней на круглых цилиндрах одного размера при плоской схеме деформирования. Сравнение этих схем и картин деформирования частиц железа на микрошлифах позволяет установить, что деформацию сферических частиц следует рассматривать при простой кубической укладке и ОЦК укладке частиц в определенных плоскостях, а разрезы частиц в этих областях плоскостей приближаются к эллипсам.

Экспериментальные работы [4] показывают, что относительная плотность  $\rho$ , независимая от начальной плотности и площади сечения изделия при давлении 20 МПа (после совершения структурной деформации), достигает значения 0,6, что соответствует координационному числу, близкому к 6 и 8.

Вопросы контактной теории сыпучей среды, в основном связанной с деформацией частиц порошка, рассматриваются в работах [2-13].

В статье [12] сферы заменены в первом приближении цилиндрами, центры которых образуют квадратную сетку. Простая кубическая укладка рассматривается в исследованиях [6, 8, 13], а кубически объемноцентрированная - в работах [2, 4]. Учитывая то, что в прессформе поперечные размеры тела не изменяются, во многих случаях ограничиваются рассмотрением одной (сферической) частицы. В начальной стадии прессования пластическими деформациями охвачен ограниченный объем частиц и бокового подпора не наблюдается [8], что позволяет в этой стадии рассматривать свободную осадку сферы. При этом соседние сферы заменяются плоскопараллельными плитами [8, 12]. Для учета бокового подпора некоторые авторы [4, 12] разделяют среду на гексагональные ячейки. В работе [12] в ходе решения задачи гексагональные ячейки заменяются цилиндрическими, исходя из условия равенства площадей поперечных сечений этих ячеек.

В работе [9] отмечается, что дискретная модель из гексагональных ячеек не позволяет достигнуть (теоретически) предельной относительной плотности, равной единице. При бесконечно большом сжатии пределом плотности будет  $\frac{\sqrt{3}}{6} \pi \approx 0,91$ . Модель из цилиндрических ячеек свободна от этого недостатка.

В статье [12] на основе теории пластичности выведены зависимости удельного усилия от относительной плотности. В исследовании [8] составлена математическая модель двухстороннего прессования шара в прямоугольной матрице, что соответствует кубической упаковке частиц. Материал шара принят жесткопластическим, однородным, изотропным. Для решения применяется вариационный метод Ритца. Вертикальные перемещения аппроксимируются в виде ряда, ограничивая членами третьего порядка. В условии минимума полной работы включены

работы деформации, трения и среза. Результаты численных расчетов и экспериментальных данных представлены в виде графиков, отражающих зависимости усилия деформирования  $\frac{P}{\sigma_T R^2}$  и среднего контактного напряжения  $\frac{\sigma_K}{\sigma_T}$  от относительного хода инструмента  $\frac{R-H}{R}$ . Здесь  $R$  - радиус шара,  $2H$  - высота шара после деформирования,  $\sigma_T$  - предел текучести. Например, для свинца при  $\frac{P}{\sigma_T R^2} \approx 12$  величина  $\frac{R-H}{R} \approx 0,45$ , что близко к предельному  $1 - \frac{\pi}{6} \approx 0,48$ .

Исследованиям кинематических характеристик частиц посвящены работы [4, 9, 13], где для теоретического определения параметров деформированного состояния частицы используется условие постоянства объема и некоторые допущения о форме частицы после деформирования.

В механике твердого деформируемого тела понятие деформации определено с математической строгостью четко и однозначно. Например, продольная деформация  $\varepsilon_x$  определена как первая производная от перемещения  $u_x$  по пространственной координате  $x$ :  $\varepsilon_x = \frac{\partial u_x}{\partial x}$ . При рассмотрении макроскопических объектов (брикета или отдельной частицы) распространены более расплывчатые понятия относительной деформации, степени деформации, логарифмической деформации, коэффициента деформации. В монографии [2] элементарная величина (т.е. по существу дифференциал) деформации материала частицы определена в виде  $d\varepsilon_x = \frac{dV}{V}$ , где  $dV$  - элементарная величина (дифференциал) смещенного объема металла,  $V$  - объем частицы. В работе [6] за величину относительной степени деформации материала призмы принято соотношение изменения высоты образца  $\Delta h$  к исходной высоте  $h_0$ :  $\varepsilon_{np} = \frac{\Delta h}{h_0}$ . Для относительной степени деформации шара  $\varepsilon_m$  введена поправка, учитывающая различный смещенный объем при равных отношениях  $\frac{\Delta d}{d_0} = \frac{\Delta h}{h_0}$ :  $\varepsilon_{np} = 3\varepsilon_m^2 - 2\varepsilon_m^3$ . Здесь  $d_0$  - исходный диаметр шара и  $\Delta d$  - изменение высоты шара.

В [6] приведены зависимости относительной плотности  $\rho$  и степени деформации  $\varepsilon_m$  частицы свинца от работы уплотнения  $W$ . Из этих графиков видно, что при  $W = 10$  кгс·м/см<sup>3</sup> для свободно насыпанных шариков при  $\rho \approx 0,92$  (расчетная  $\varepsilon_m \approx 0,42$ , а экспериментальная  $\varepsilon_m \approx 0,47$ ) и для регулярно

уложенных шариков с координационным числом 6  $\nu \approx 0,95$  (расчетная  $\varepsilon_m \approx 0,42$ , а экспериментальная  $\varepsilon_m \approx 0,47$ ).

В [5] с учетом макродеформации прессовки выведена формула для степени деформации частиц порошка

$$\varepsilon_m = \frac{1}{2} (\beta_0 - \beta), \quad (I)$$

где  $\beta_0$  - относительный объем насыпки,  
 $\beta$  - относительный объем прессовки.

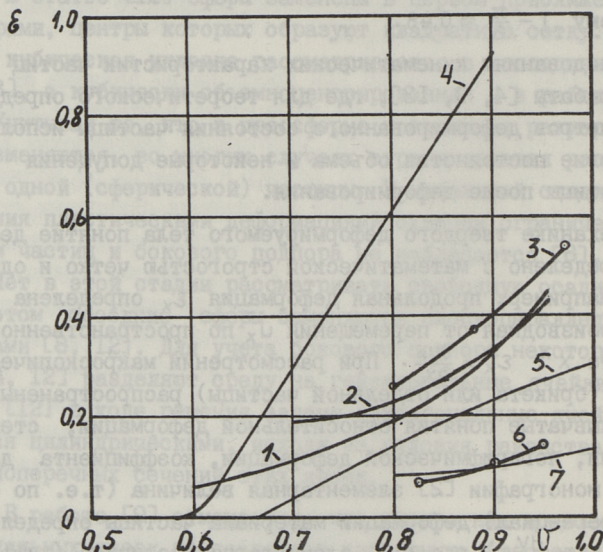


Рис. 1. Степень деформации частиц в зависимости от относительной плотности прессовки:

- 1 - свинцовые шарики [5], 2 - расчет по формуле 1 Ю.Г. Дорофеева, 3 - измеренная деформация равноосных частиц железа, 4 - расчет по формуле С.А. Сопочкина, 5 - расчет по формуле 3, 6 - измеренная деформация чешуйчатых частиц железа, 7 - расчет по формуле 2 Г.М. Ждановича.

Размеры частиц, которые после динамического горячего прессования имели вытянутую форму, определялись экспериментально, а также на моделях из свинцовых шариков. Результаты расчета и измерений представлены на рис. 1.

В статье [4] определяется коэффициент поперечной деформации по формуле  $\nu = -\bar{\varepsilon}_{\text{поп}}/\bar{\varepsilon}_{\text{пр}}$ , где  $\bar{\varepsilon}_{\text{поп}}$  и  $\bar{\varepsilon}_{\text{пр}}$  - поперечная и продольная логарифмические деформации, которые в рассматриваемом случае  $\bar{\varepsilon}_{\text{поп}} = \ln(R_1/R)$ ,  $\bar{\varepsilon}_{\text{пр}} = \ln(h/R)$ . Здесь  $R$  - исходный радиус частицы,  $R_1$  и  $h$  - радиус и высота деформированной частицы.



Приведенные зависимости  $\nu = f(\nu)$  показывают, что при относительной плотности  $\nu = 0,9$ ; теоретически вычисляемый коэффициент  $\nu = 0,42$ , а экспериментальный  $\nu \approx 0,40$ .

В монографии [10] истинной деформацией сжатия цилиндра называется величина  $\varepsilon = \ln \frac{h}{h_0}$ . Здесь имеется в виду, что

$\varepsilon = \int d\varepsilon = \int \frac{dh}{h} = \ln h + c$ , где  $c = -\ln h_0$ . Отметим, что разложение функции  $\ln \frac{h}{h_0}$  в ряд Маклорена и ограничение лишь первым членом этого ряда дает (грубое) приближенное равенство  $\ln \frac{h}{h_0} \approx \frac{h-h_0}{h_0}$ .

Г.М. Ждановичем в [2] предложена формула для расчета средней степени деформации частиц от относительной плотности прессовок

$$\varepsilon_z = \frac{1 - \beta_0 \nu (1 - \varepsilon)}{3 \beta_0 \varepsilon_k}, \quad (2)$$

где  $\varepsilon_z$  - деформация частиц;

$\beta_0$  - относительная плотность насыпки;

$\varepsilon_k$  - критическая деформация;

$\varepsilon_k = 1, 2$ ;

$\nu$  - относительная плотность прессовки;

$\varepsilon$  - макродеформация прессовки при прессовании.

Согласно теоретическим расчетам, степень пластической деформации частиц при прессовании порошка железа до 100%-ной плотности составляет 13,9 %, что гораздо меньше, чем установлено при экспериментальных исследованиях деформации сферических частиц. Результаты расчетов деформации по данной формуле представлены на рис. 1.

Нами была определена относительная плотность для ячейки, описанной около деформированной частицы в форме прямоугольного параллелепипеда с длиной сторон  $2r_0 \times 2r_0 \times 2h$ . Обозначив изменение высоты частиц  $\varepsilon$ , как соотношение

$\varepsilon = \frac{r_0 - h}{r_0}$ , получаем для относительной плотности  $\nu$  от степени деформации  $\varepsilon$  соотношение:

$$\nu = \frac{2}{3} \frac{1}{1 - \varepsilon}. \quad (3)$$

Также были проведены расчеты по формуле С.А. Сопочкина, которые представлены на рис. 1.

Экспериментально исследовали степень деформации изучением микрошлифов спрессованных образцов. Использовали восстановленный железный порошок ПЖЗК ГОСТ 9849-74. Холодной прокаткой были получены чешуйки толщиной 40-50 мкм, которые отжигали в водороде. Также использовали порошок ПЖЗК в состоянии поставки.

Порошок ПЖЗК в исходном состоянии состоит в основном из равноосных частиц. Были спрессованы при удельном давлении 500-1500 МПа ( $5-15 \text{ тс/см}^2$ ) образцы диаметром 50/40,  $h=5 \text{ мм}$ . Определялась средняя степень деформации чешуек измерением толщины 200 чешуек в исходном состоянии и на шлифах спрессованных образцов.

Были построены кривые распределения толщины чешуек, по которым определяли среднюю толщину чешуйчатых частиц и степень деформации. Результаты измерений представлены на рис. I. Для сравнения определили ориентировочную степень деформации равноосных порошков. На микрошлифах измерили размеры наиболее равномерно сплюснутых частиц в перпендикулярном направлении прессования. Соотношение этих размеров частиц характеризует степень деформации частиц. Было измерено 100 частиц и по кривым распределения определены максимальные и средние деформации частиц. Из рис. I следует, что при относительной плотности образцов  $\nu = 0,8-0,95$  рассчитанные по формуле Г.М. Ждановича деформации частиц выявляются в удовлетворительном соответствии с измерениями чешуйчатых частиц.

Из проведенных исследований следует, что форма частиц имеет существенное влияние на деформацию при прессовании. Например, при давлении 700 МПа средняя деформация чешуйчатых частиц составляет 6-7 %, а равноосных частиц порошка ПЖЗК - 30-35 %, т.е. отличается в 5 раз.

Из рис. I следует, что в интервале относительной плотности 0,8-0,95 наиболее точно описывает степень деформации равноосных частиц железа и свинцовых шариков формула I, а плоских чешуйчатых частиц - формула 2.

При теоретических расчетах магнитных свойств сплюснутых при прессовании частиц и материала целесообразно заменить реальные частицы эллипсоидальными. При постоянстве объема сферических и эллипсоидальных частиц с длиной полуосей

$r$  и  $a$ , изменение относительной высоты шарообразной частицы  $\frac{\Delta r}{r}$  от соотношения полуосей  $\frac{a}{r}$ , показано на рис. 2.

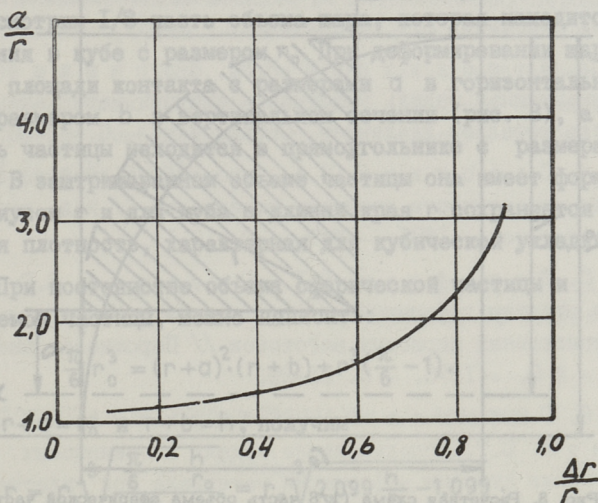


Рис. 2. Кривая для определения соотношения длины полуосей эквивалентной по объему эллипсоидальной частицы в зависимости от соотношения размеров  $\frac{\Delta r}{r}$  сплюсненной сферической частицы.

Из графика следует, что для порошка ПЖЭК при относительной плотности  $\nu = 0,9$  средняя степень деформации составляла 0,5 (50 %) и максимальное 60 % (по данным наших измерений). Для определения величины анизотропии электросопротивления и магнитной индукции важное значение имеет оценка величины суммарной площади контакта частиц в направлении прессования и поперечном направлении.

Ниже приводится расчет величины участков контакта частиц при условии, что горизонтальный размер каждой частицы сохраняется, поскольку количество частиц не меняется. Эту стадию прессования можно рассматривать как несвободную осадку сферических частиц.

В [13] приведена расчетная схема и методика определения площади контакта между частицами для изостатического прессования.

На рис. 3 приведена аналогичная схема деформации частиц для прессования в стальной прессформе. В [13] рассмотрена схема простой кубической укладки частиц, которая имеет

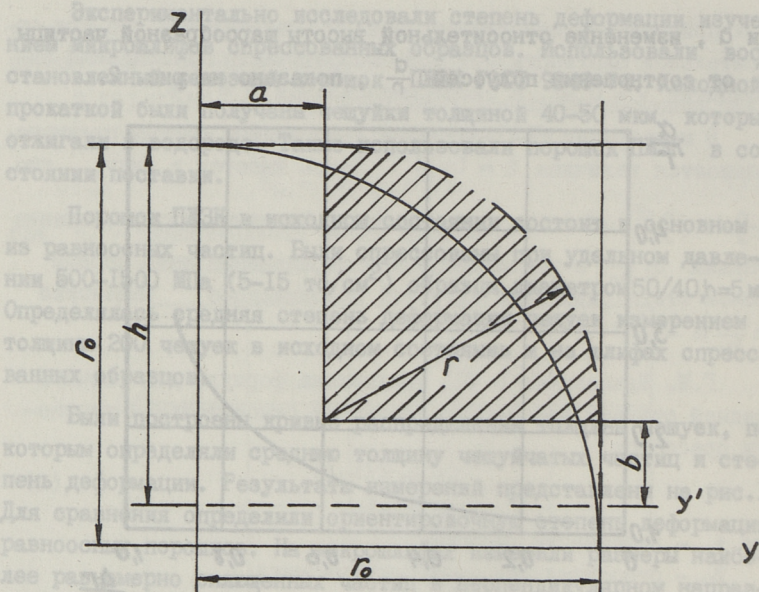


Рис. 3. Расчетная схема (1/8 часть объема сферической частицы) деформирования частицы.

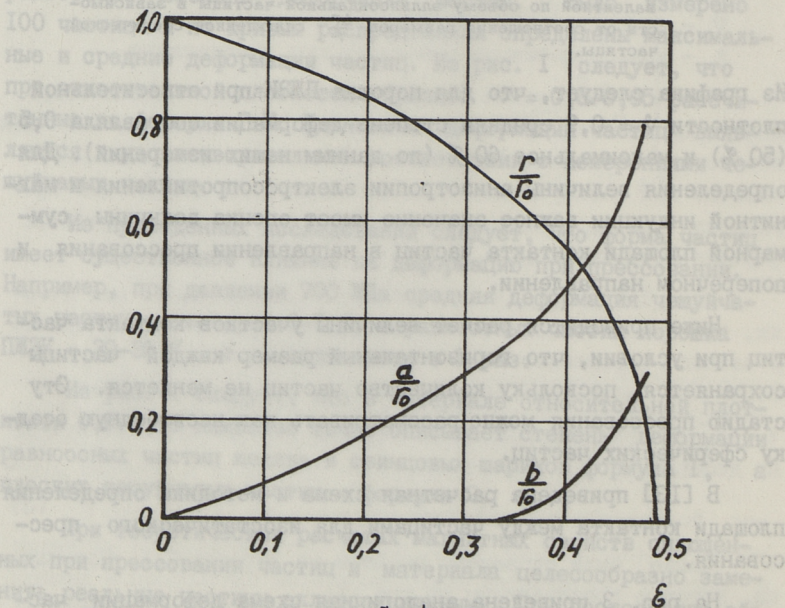


Рис. 4. Расчетные значения  $\frac{a}{r_0}$ ,  $\frac{b}{r_0}$ ,  $\frac{r}{r_0}$  в зависимости от степени деформации частицы  $\epsilon$ .

относительную плотность  $\psi = 0,52$  или  $\psi = \frac{\pi}{6}$ . Другие схемы укладки частиц учитываются только разными значениями коэффициента относительной плотности частиц.

Рассмотрим 1/8 часть объема шара, которая находится до прессования в кубе с размером  $r_0$ . При деформировании шара образуются площади контакта с размерами  $a$  в горизонтальном сечении и размером  $b$  в вертикальном сечении (рис. 3), а сама 1/8 часть частицы находится в прямоугольнике с размерами  $r_0 \times r_0 \times h$ . В заштрихованном объеме частицы она имеет форму шара с радиусом  $r$  и для куба с длиной края  $r$  сохраняется относительная плотность, характерная для кубической укладки

( $\psi = \frac{\pi}{6}$ ). При постоянстве объема сферической частицы и рассматриваемой частицы, можно написать:

$$\frac{\pi}{6} r_0^3 = (r+a)^2 \cdot (r+b) + r^3 \left( \frac{\pi}{6} - 1 \right). \quad (4)$$

Так как  $r+a=r_0$  и  $r+b=h$ , получим

$$r = r_0 \sqrt[3]{\frac{\frac{\pi}{6} - \frac{h}{r_0}}{\frac{\pi}{6} - 1}} = r_0 \sqrt[3]{2,099 \frac{h}{r_0} - 1,099}. \quad (5)$$

Относительная степень деформации  $\varepsilon$  частицы в направлении прессования выражается:

$$\varepsilon = \frac{\Delta r}{r_0} = \frac{h - r_0}{r_0}.$$

После подстановки получим

$$r = r_0 \sqrt[3]{2,099(\varepsilon + 1) - 1,099}.$$

Из этой формулы следует, что относительная степень деформации частиц с увеличением размеров частиц должна уменьшаться. Максимальная степень деформации при полном заполнении объема рассматриваемого прямоугольника ( $\psi = 1$ ) равняется  $\varepsilon = 0,467$ .

Также были рассчитаны значения  $\frac{a}{r_0}$ ,  $\frac{b}{r_0}$ ,  $\frac{r}{r_0}$  в зависимости от степени деформации, которые приведены на рис. 4. Из графиков видно, что образование контактных площадок отмечается после определенной степени деформации частиц ( $\varepsilon = 0,33$ ).

#### Л и т е р а т у р а

И. Р и т с о А.Э. и др. Магнитомягкий композиционный материал для магнитопроводов с пространственным распределе-

нием магнитного поля // Тр. Таллинск. политехн. ин-та, - 1982. - № 531. - С. 75-87.

2. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. М.: Металлургия, - 1969. - 260 с.

3. Шепельский Н.В., Корнилов В.Н. Деформационная модель уплотнения сыпучих материалов // Обработка металлов давлением. Свердловск. - С. 63-68.

4. Сопочкин С.А. Определение коэффициентов в теории пластичности пористых материалов // Изв. вузов. Машиностроение. - 1981. - № 9. - С. 10-14.

5. Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г. Определение степени деформации материала при динамическом горячем уплотнении пористых заготовок // Порошковая металлургия. - № 8. - 1976. - С. 35-39.

6. Гасанов Б.Г., Скориков Е.А., Догинов С.Т. Использование модели из свинцовых шариков для оценки степени деформации материала при уплотнении пористых заготовок // Порошковая металлургия, вып. 3. Куйбышев, 1977. - С. 34-39.

7. Мартынова И.Ф., Скороход В.В., Солонин С.М. Пластическая деформация при прессовании порошков пластичных металлов // Порошковая металлургия. - 1974. - № 3. - С. 40-46.

8. Степаненко А.В., Исаевич Л.А., Медведева Т.А. Вариационный метод в контактной теории уплотнения металлических порошков и гранул // Матер. конф.: Исследование и разработка теоретич. проблем в области пор. мет. и защитных покрытий. - Минск, 1984. - С. 40-48.

9. Лаптев А.М., Ульянов А.Н. Деформирование сферических частиц при уплотнении идеализированного пористого материала // Порошковая металлургия, 1984. - № 3. - С. 17-20.

10. Джонс В.Д. Основы порошковой металлургии. Прессование и спекание. М.: Мир. - 1965. - С. 48-50.

11. Шофман Л.А. Зависимость плотности прессовок из металлических порошков от давления прессования // Порош-

ковая металлургия. - 1968. - № 8. - С. 5-14.

12. Ж и в к о в Л.И., Н о т ы ч А.А. Усилия прес-  
сования и калибрования изделий из металлических порошков //  
Вестник машиностроения. - 1976. - № 12. - С. 61-66.

13. М о о н I.H., К и м К.Н. Relationship between  
compacting pressure, green density and green strength of  
copper powder compacts // Powder Metallurgy. - 1984. - V.  
27. - N 2. - P. 80-81.

A. Laansoo, H. Käärdi,  
U. Randmer, V. Liiman

### Deformation of Powder Particles at Pressure

#### Abstract

The deformation of powder particles at pressure are examined in this paper. A review about deformation theories is given. The deformation degree is investigated on polished samples with measurement of particles. It was found that the accordance between the calculated and measured results is satisfactory. The particle's shape has a considerable influence on the deformation of particles at pressure. For determining the deformation degree of spherical particles and flakes different formulas in density interval 0.8 ... 0.95 are presented.

Р.А. Сиймар, В.Я. Лийманн,  
А.Э. Рйтсо, А.А. Лаансоо

### ЖЕЛЕЗНЫЕ ПОРОШКИ ДЛЯ МАГНИТОМЯГКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Железные порошки должны обеспечить для магнитомягких композиционных материалов (ММЖМ) приемлемые магнитные и прочностные характеристики. Наиболее важными магнитными характеристиками их являются магнитная индукция, магнитная проницаемость и магнитные потери. Во многих случаях имеет большое значение изотропность магнитной проницаемости, зависимость магнитной проницаемости от частоты магнитного поля и от температуры эксплуатации магнитопровода, а также удельное электрическое сопротивление ММЖМ и другие характеристики. Необходимо подчеркнуть, что вышеупомянутые характеристики зависят не только от свойств железного порошка, но также и от используемого изолирующе-связующего вещества и от технологического процесса изготовления ММЖМ.

Химические и физические свойства железных порошков (такие, как химический и гранулометрический состав, форма, удельная поверхность, микротвердость и кристаллическая структура частиц железа) определяют магнитные характеристики ММЖМ, с одной стороны, непосредственно и, с другой стороны, косвенно, через технологические свойства железного порошка (композиции ММЖМ). Наиболее важными технологическими показателями композиции ММЖМ являются насыпная плотность, прессуемость и формуемость. От них зависят конструктивные элементы прессформ, технология прессования и степень наклепа железа, которые также определяют свойства магнитопровода.

В данной статье будут освещены только некоторые решающие аспекты влияния свойства железных порошков и композиций из них на магнитные характеристики ММЖМ. Наиболее важным из технологических свойств является прессуемость.



Чем хуже прессуемость композиции ММКМ, тем более высокие давления прессования магнитопровода требуются и тем более высокие внутренние напряжения образуются в частицах железа, которые необходимо снимать рекристаллизационным отжигом. Температура термической обработки спрессованного магнитопровода ограничивается термостойкостью изолирующе-связующего вещества, которая обычно значительно ниже температуры рекристаллизационного отжига частиц железа. Таким образом, при низкой прессуемости композиции остаются в железе магнитопровода из ММКМ относительно высокие внутренние напряжения, которые уменьшают проницаемость и увеличивают гистерезисные потери ММКМ.

Вышесказанное хорошо согласуется с проведенными нами опытами. Опыты показали, что композиции (порошки), которые обеспечивают высокие показатели плотности ММКМ при относительно низких давлениях прессования ( $500-700 \text{ МН/м}^2$ ), имеют лучше магнитные характеристики, чем те, которые приобретают соответствующие плотности при повышенных давлениях.

Номенклатура железных порошков, выпускаемых отечественной промышленностью, достаточно большая. Характеристика железных порошков регламентирована по ГОСТу 9849-74 и многими технологическими условиями. Химические и гранулометрические составы некоторых, характеризующихся в статье порошков, приведены в табл. I и 2.

Железные порошки, полученные восстановлением из окалины, отличаются неудовлетворительной прессуемостью и содержат много нежелательных примесей. Ввиду ограниченности сырьевой базы и малой производительности процесса, цеха, выпускающие упомянутый порошок, постепенно переоборудовываются на выпуск других железных порошков.

Получаемые химико-металлургическим способом железные порошки имеют более хорошие характеристики, чем восстановленные из окалины, однако их магнитные характеристики уступают нижеприведенным порошкам. Кроме того, ввиду дороговизны промышленного производства, их выпуск ограничивался опытным полупромышленным производством.

Частицы железных порошков, выпускаемых карбонильным методом, состоят из плотных шаров, которые образуют конгломераты (см. рис. I). Ввиду хорошей прессуемости, плотно-

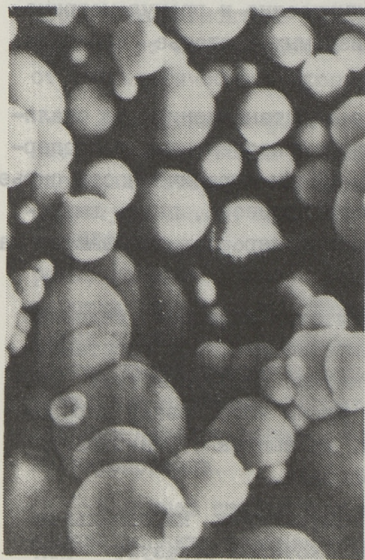


Рис. 1. Карбоильный железный порошок. Увелич. 1000х0,4.



Рис. 2. Электронный железный порошок. Увелич. 300х0,4.



Рис. 3. Распыленный из жидкого чугуна железный порошок. Увелич. 300х2.

го строения шаров и малого содержания вредных примесей, они являются наиболее пригодными для производства ММГМ. Однако ввиду дороговизны и дефицитности этих порошков, возможно их использовать лишь в ответственных случаях для производства ММГМ.

Электролитические железные порошки имеют дендритную структуру (см. рис. 2). Частицы их достаточно плотные, порошки обладают хорошей формуемостью и подходящим составом. Применению этих порошков тормозит их высокая стоимость и дефицитность.

В настоящее время резко увеличивается выпуск распыленных железных порошков. Имеется несколько разновидностей процессов производства этих порошков. Схема производства состоит из следующих операций. Жидкий металл распыляют струей воздуха или воды в воду, образующиеся при этом капельки металла охлаждаются водой, в результате чего образуется порошок-сырец, который подвергается восстановительному отжигу. При отжиге образуется конгломерированная масса, из которой способом помола и отсева получают готовый железный порошок. Обычно частицы порошка-сырца величиной значительно менее 0,1 мм. При размоле образующийся готовый конгломерированный порошок состоит из более крупных фракций. В зависимости от процесса отжига и размола порошки могут состоять из менее или более деформированных частиц. В процессе спекания исходных частиц сырца между ними образуются макропоры. Частицы готового порошка имеют разветвленную структуру, в результате чего эти порошки имеют хорошую формуемость и относительно низкую насыпную плотность.

Распылением жидкого чугуна в воду образуются шарообразные частицы, которые содержат много углерода. В процессе отжига углерод соединяется с кислородом и в частицах железа образуются микропоры (см. рис. 3), которые трудно устранить в процессе прессования изделия.

При распылении жидкой стали с водой в воду образуются частицы железа неопределенной геометрической формы, которые имеют на поверхности относительно толстый слой окислов железа (см. рис. 4 и 5). Чем меньше частицы порошка, тем больше удельная поверхность их и тем больше имеется в порошке-сырце окислов железа. В процессе восстановительного



Рис. 4. Конгломерированный распыленный железный порошок из стали. Увелич. 1000х0,4.

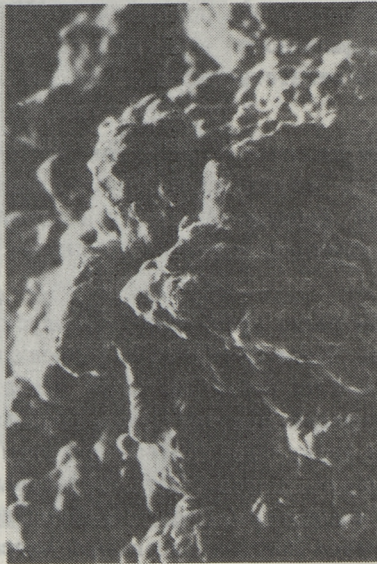


Рис. 5. Конгломерированный распыленный железный порошок из стали. Увелич. 1000х0,4.

отжига из окисной оболочки железа выделяется кислород и образуются микропоры в верхних слоях частиц. Ввиду малого содержания углерода в стали сердцевина частиц этих порошков более плотная, чем у порошков, полученных распылением жидкого чугуна. Распылением жидкой стали можно получить порошки железа высокой насыпной плотности -  $4,0-4,2 \text{ г/см}^3$ . Согласно проекту ГОСТа 9849-74 по железным порошкам наивысшая плотность предусматривается не менее (более) 3,1. При прессовании изделий из таких порошков верхняя макропористая оболочка частиц легко деформируется и заполняет макропоры между частицами порошка.

В зависимости от исходного порошка-сырца и режима восстановительного отжига частицы порошка спекаются более или менее. Таким образом, при дроблении (размоле) конгломерата, образовавшегося при восстановлении порошка-сырца, можно получать порошок, который состоит из отдельных больших частиц сырца (см. рис. 3) или из нескольких спеченных частиц бывшего сырца (см. рис. 4), в зависимости от способа и режима помола конгломерата на частицах имеется больше или меньше вмятин от ударов.

Частицы конгломерированного железного порошка имеют макропоры и разветвленную форму. В результате частицы отличаются хорошей формуемостью и низкой насыпной плотностью.

Для оценки пригодности железных порошков к производству ММКМ важно, чтобы в твердом растворе феррита железа было бы минимальное количество элементов, которые ухудшают магнитные характеристики ММКМ и уплотняемость композиции. Обстоятельство, что углерод, кислород, азот и др. примеси имеются на поверхности частиц железа, мало влияет на качество. Однако мы имеем данные только об общем количестве примесей в порошках (см. табл. I), в связи с чем невозможно с достаточной точностью определить пригодность порошков для производства ММКМ.

Нами и другими исследователями установлено, что для производства ММКМ желательно использовать крупные фракции железных порошков. Верхний предел крупных фракций ограничивается толщиной стенок прессуемого магнитопровода и технологическими параметрами. Мелкие фракции (0,1-0,2 мм) являются нежелательными. В литературе имеется много ссылок о

Т а б л и ц а I

## Химический состав использованных железных порошков

Марка	Партия	Fe, % не менее	Содержание элементов, % не более														
			C	O <sub>2</sub>	Si	Mn	S	P	H <sub>2</sub> O	Cr	Ni	Sn	N <sub>2</sub>				
А С 100.29			0,006	0,062	0,010	0,030	0,007	0,011									
ЭЛ1	II	99,8	0,02	0,18	0,02	0,008	0,005	0,003	-	0,03	0,03	0,06	0,004				
ЭЛ2	2	99,8	0,04	0,05	0,005	0,013	0,003	0,003	-	0,03	0,03	0,06	0,007				
ПЖР-ЭКБ	64	99,41	0,036	0,20	0,02	0,10	0,011	0,013	0,018								
ПЖ-3		98,5	0,08	0,50	0,15	0,40	0,02	0,02									
ПЖЧ-3	186	99,1	0,013	0,40	0,05	0,10	0,01	0,01	0,03								

Т а б л и ц а 2

## Гранулометрический состав использованных железных порошков

Марка	Партия	Остаток на сите номер, %								Остаток	
		I	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	0,063		
А С 100.29			0,1	1,1	9,4	38,0	43,0	8,9		0,4	
ЭЛ1	II				0,2	39,3	42,5	17,2		0,8	
ЭЛ2	2		0,1		0,1	0,1	0,5	34,0		65,2	*
ПЖР-ЭКБ	64		7,1	61,3	22,9	6,9	0,5	0,7	0,4	0,2	
ПЖ-3				0,4	2,7	35,7	32,3	20,01	6,2	1,5	
ПЖЧ-3	186		2,2	17,3	23,0	55,0	0,5	0,4	0,4	1,2	

\* в том числе остаток на сите 005 - 49,5 %.

том, при каком гранулометрическом составе обеспечивается наиболее высокая насыпная плотность и наилучшая прессуемость, однако при решении конкретной задачи необходимо учесть особенности конкретного порошка.

Для получения ММКМ с повышенными магнитными характеристиками целесообразно использовать чешуйчатые железные порошки. С этой целью вышеупомянутые порошки подвергаются холодной прокатке и рекристаллизационному отжигу.

Перед прессованием магнитопроводов изготавливается композиция ММКМ путем покрытия частиц железа изолирующе-связующим веществом.

Необходимо иметь в виду, что текучесть, прессуемость, формуемость и насыпная плотность как равноосных, так и чешуйчатых композиций в значительной мере зависит от характера изолирующе-связующего вещества.

Чешуйчатая форма частиц железа улучшает уплотняемость композиций, во время прессования изделия чешуйки деформируются относительно мало и в магнитопроводе магнитный поток протекает вдоль ребер чешуек железа. Ввиду этих обстоятельств чешуйчатые ММКМ имеют более хорошие магнитные характеристики, чем равноосные ММКМ. По сравнению с равноосными ММКМ чашуйчатые ММКМ имеют более высокую магнитную индукцию, более низкую коэрцитивную силу и гистерезисные потери. Эффект от применения чешуйчатых ММКМ взамен равноосных зависит в значительной мере от технологических свойств порошков.

Для определения магнитных характеристик чешуйчатых и равноосных ММКМ были из композиций железного порошка и эпоксидного компаунда УП-503А в количестве 0,8 % от массы порошка изготовлены кольцеобразные образцы диаметром 50/40 мм и высотой 5 мм. Из железных порошков в основном были высеяны фракции менее 0,2 мм, а из порошка ЭЛ-2 - фракции менее 0,1 мм. Железные порошки подвергались после прокатки рекристаллизационному отжигу при конечной температуре 950 °С в вакууме в течение 1,5 ч.

Магнитные измерения проводились в постоянном или переменном магнитном поле при 50 Гц электронным феррометром Ф5063, ваттметром Ф 585, вольтметром среднего значения Ф5950 и веберметром.

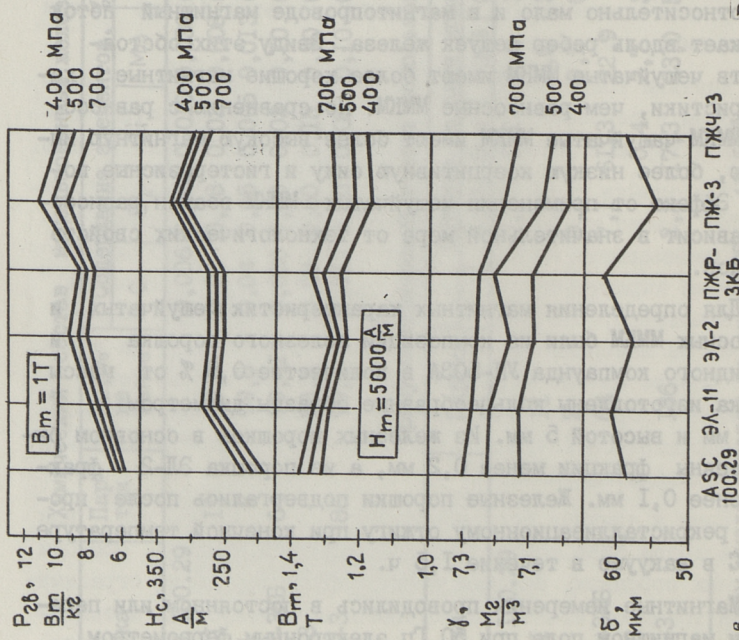


Рис. 6.

Средняя толщина  $\delta$  чешуек железных порошков, плотность  $\gamma$ , магнитная индукция  $B_m$ , коэрцитивная сила  $H_c$ , магнитные потери  $P_{28}$  чешуйчатых ММКМ в зависимости от давления прессования.

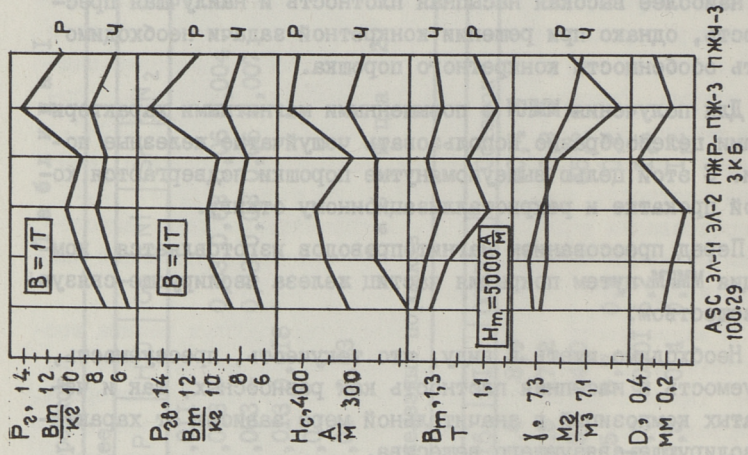


Рис. 7.

Средний диаметр  $D$  части железных порошков, плотность  $\gamma$ , магнитная индукция  $B_m$ , коэрцитивная сила  $H_c$ , магнитные потери  $P_{28}$  и гистерезисные потери  $P_{28}$  чешуйчатых и равносторонних ММКМ.



На рис. 6 видно, что наиболее высокие показатели магнитной индукции при 5000 А/м и наиболее низкие показатели магнитных потерь (при 50 Гц и 1 Т) и коэрцитивной силы имеют чешуйчатые ММКМ, изготовленные из железных порошков А С-100.29, ПЖР-ЗКБ и электролитических порошков ЭЛ-2 и ЭЛ-11. Наиболее высокие показатели магнитной индукции чешуйчатых ММКМ (при напряженности магнитного поля 5000 А/м) - 1,38 Т - были получены использованием чешуйчатых карбонильных железных порошков (на рис. не показаны).

На рис. 6 видно, что при всех случаях увеличения давления прессования образцов от 400 МПа до 700 МПа магнитные характеристики улучшаются. При давлении 700 МПа видно также, что чешуйчатые ММКМ имеют всегда превосходство перед равноосными ММКМ (см. рис. 7).

Кроме этого, опыты показали, что ММКМ из крупных фракций железных порошков при других равных условиях имеют во всех случаях превосходство по магнитным характеристикам перед мелкими фракциями (например, электролитические порошки, см. рис. 6 и 7).

Суммируя вышеизложенное, можно сделать вывод, что с технической и экономической точки зрения в массовом производстве магнитопроводов наиболее целесообразно использовать распыленные железные порошки с плотной сердцевиной. Это хорошо совпадает с тенденциями развития производства железных порошков в нашей стране.

Целесообразно развивать исследования организациями, разрабатывающими технологию изготовления железных порошков по получению при распылении сплюснутых частиц порошка, как у выпускающихся Японскими фирмами порошков.

В производстве спеченных деталей предпочтение имеют мелкие фракции железных порошков. В производстве ММКМ целесообразно использовать крупные фракции. Это обстоятельство позволяет снизить расходы на выпуск порошковых изделий, сэкономить расходы на помол и рассев железных порошков.

#### Л и т е р а т у р а

И. Ж о р н я к А.Ф. Металлические порошки. М.: Металлургия. - 1981. - 88 с.

2. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справочник / Отв. ред. И.М. Федорченко. - Киев: Наукова думка, 1985. - 624 с.

3. Влияние размера частиц на магнитные свойства порошков и готовых изделий - И.Д. Радомысельский и др. // Порошковая металлургия. - 1984. - № 1. - С. 73-76.

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

Fe-Powders for Magnetic Composition Materials

Abstract

The characteristics of Fe-powders have a great influence on the magnetic properties of soft magnetic composition materials (SMCM).

The available Fe-powders and their properties whose effect on the magnetic properties of SMCM is greatest are given in this report.

The coarser atomized Fe-powders with denser nuclei and a smaller content of impurities have higher magnetic properties and are at same time cheaper.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНИТНЫХ  
ХАРАКТЕРИСТИК ММКМ

Порошковый магнитомягкий композиционный материал представляет собой гетерогенную систему, состоящую из частиц порошка магнитомягкого металла или сплава, прослоек твердого электроизоляционного вещества и пор между ними. Его магнитные свойства сильно зависят от размеров и формы частиц порошка, изолирующих прослоек и пор, а также от их индивидуальных физических свойств. Нами исследовалась возможность математического моделирования этих зависимостей с целью оптимизации свойств материала.

Задача расчета магнитной проницаемости гетерогенной среды (смеси разных частиц) была рассмотрена Д.К. Максвеллом уже в прошлом столетии. Прикладные работы в этой области появились в тридцатые годы в связи с разработкой радиочастотных магнитодиэлектриков. Критический анализ расчетных формул для статической магнитной проницаемости, предложенных в работах, выполненных до начала 50-х годов, приводится в монографии К.М. Поливанова [1]. В работе [2] приводятся расчетные формулы для динамической магнитной проницаемости и магнитных потерь магнитодиэлектриков, предложенные К.М. Поливановым и некоторыми другими авторами до середины 60-х годов.

В этих работах рассматриваются магнитодиэлектрики, работающие в слабых магнитных полях, в которых магнитную проницаемость ферромагнитной фазы можно считать постоянной величиной. При моделировании магнитных свойств магнитомягкого композиционного материала, работающего в сильных магнитных полях от этого упрощения приходится отказаться. Вместо магнитной проницаемости нами моделировалась основная кривая намагничивания композиционного материала.

Радиочастотные магнитоэлектрики изготавливаются из карбонильного железного порошка, частицы которого имеют правильную сферическую форму. Поэтому в формулы для расчета магнитной проницаемости магнитоэлектрика, рассмотренные в работах [2] и [3] в качестве геометрической характеристики частиц порошка входит только диаметр частицы. При моделировании магнитных свойств ММЖМ, изготовленного из порошков с неправильной геометрической формой или из прокатанных порошков с чешуеобразной формой частиц необходимо учитывать два или три измерения частицы.

В работе [3], посвященной спеченным и склеенным порошковым магнитомягким материалам, предлагаются две структурные модели материала, позволяющие более детально учитывать геометрические характеристики ее магнитной и немагнитной фаз.

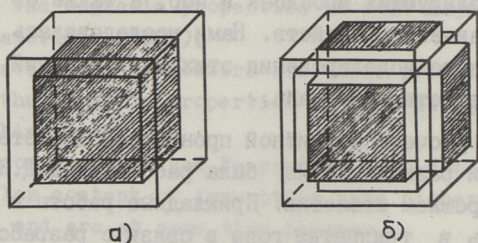


Рис. 1. Структурные схемы порошкового магнитомягкого материала [3].

Одна модель (см. рис. 1, а) соответствует материалам, в которых один компонент (в виде частиц порошка) полностью встроен в другой (изолирующее связующее вещество), образующий непрерывную фазу. Другая модель (см. рис. 1, б) соответствует материалам, в которых один компонент (трехмерно открытые поры, заполненные изолирующим связующим веществом) образует в другом компоненте (в виде припеченных друг к другу частиц порошка) непрерывную трехмерную решетку.

В работе [3] приводятся формулы для расчета магнитной проницаемости материалов, соответствующих этим двум моделям. При выводе формул исходили из изомерности частиц магнитного порошка.

На наш взгляд, более близким к натуральному порошковому материалу была бы модель, учитывающая как изолирую-

щие пленки, так и поры между частицами магнитного порошка, т.е. комбинацию двух моделей, предложенных в работе [3].

Исходя из вышесказанного, нами предлагается математическая модель ММКМ, учитывающая как тонкие прослойки изолирующе-связующего вещества, так и поры между частицами порошка, а также асимметрию формы частиц порошка и их магнитное насыщение.

(1) Чтобы учитывать возможное магнитное насыщение в ферромагнитной фазе ММКМ в качестве ее магнитной характеристики была использована основная кривая намагничивания, а при расчете магнитных потерь исходили из кривой магнитных потерь компактного магнитного материала близкого химического состава.

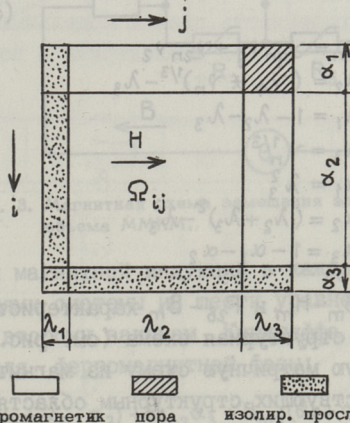


Рис. 2. Двухмерная структурная схема ММКМ.

Взятая нами за основу фазокомпонентная структурная схема ММКМ изображена на рис. 2. На схеме горизонтальная протяженность структурной области соответствует ее относительной длине вдоль направления вектора напряженности внешнего магнитного поля, а вертикальная протяженность структурной области соответствует ее относительной площади в сечении, перпендикулярном к направлению вектора напряженности магнитного поля. При определении объемов фаз в модельном композиционном материале заданными величинами считали

плотность композиционного материала  $\gamma$ , плотности ферромагнитной, диэлектрической и газовой фаз  $\gamma_f, \gamma_g, \gamma_2$  и концентрацию диэлектрической фазы (в долях массы ферромагнитной фазы) -  $c_g$ . По этим данным значения объемных концентраций фаз  $\gamma_f, \gamma_g$  и  $\gamma_2$  были определены из следующей системы уравнений:

$$\begin{cases} \gamma_f \gamma_f + \gamma_g \gamma_g + \gamma_2 \gamma_2 = \gamma \\ c_g \gamma_f \gamma_f + \gamma_g \gamma_g = 0 \\ \gamma_f + \gamma_g + \gamma_2 = 1 \end{cases} \quad (1)$$

Удельные доли диэлектрика  $\gamma_{gn}$  и газовой фазы  $\gamma_{2n}$  в порах при моделировании рассматривались как независимые переменные, их варьировали в пределах от 0 до 1. Геометрические характеристики структурных областей  $\lambda$  и  $\alpha$  в случае изомерности пор и изолирующих прослоек вычислялись по формулам:

$$\begin{aligned} \gamma_n &= \gamma_{gn} \gamma_g + \gamma_{2n} \gamma_2 \\ \lambda_2 &= (\gamma_f + \gamma_n)^{1/3} - \lambda_3 \\ \lambda_1 &= 1 - \lambda_2 - \lambda_3 \\ \lambda_3 &= \gamma_n^{1/3} \\ \alpha_1 &= \lambda_3^2 \\ \alpha_2 &= (\lambda_2 + \lambda_3)^2 - \lambda_3 \\ \alpha_3 &= 1 - \alpha_1 - \alpha_2 \end{aligned} \quad (2)$$

Для расчетов  $B_m - H_m$  и  $P_{2B} - B_m$  характеристик композиционного материала структурная схема (см. рис. 2) была заменена на формальную матричную схему из магнитных сопротивлений  $r_{ij}$ , соответствующих структурным областям  $\Omega_{ij}$  и соединенных параллельно-последовательно между собой (см. рис. 3, а). Магнитные сопротивления структурных областей, состоящих из диэлектрической и газовой фаз определялись следующим выражением:

$$r_g = \frac{\lambda}{\mu_0 \alpha}, \quad (3)$$

а магнитные сопротивления структурных областей, состоящих из ферромагнитной фазы, выражением:

$$r_f = \frac{\lambda H_m}{\alpha B_m}, \quad (4)$$

где  $B_m$  и  $H_m$  - магнитная индукция и соответствующая ей напряженность магнитного поля в рассматриваемой области, в Тл и А/м.

Эта формальная схема замещения была упрощена сложением однотипных магнитных сопротивлений в параллельных цепях (см. рис. 3,б). Полученная в результате этого магнитная цепь состоит из трех узлов и из пяти ветвей.

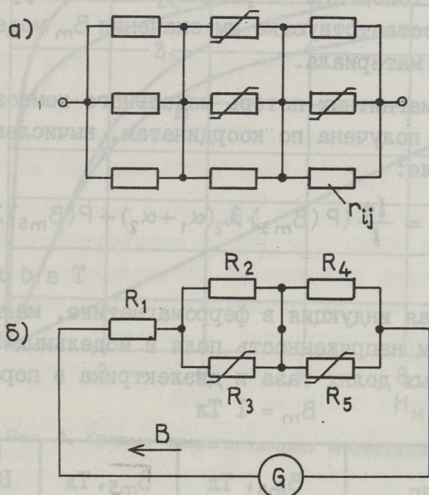


Рис. 3. Магнитная схема замещения элементарного объема ММКМ.

Значения магнитной индукции в каждой из пяти ветвей являются решениями системы из шести уравнений, составленных по первому и второму законам Кирхгофа с учетом  $B_m - H_m$  зависимости для ферромагнитной фазы:

$$\begin{aligned}
 B_{m1}(\alpha_1 + \alpha_2 - \alpha_3) + B_{m2}\alpha_3 + B_{m3}(\alpha_1 + \alpha_2) &= 0 \\
 B_{m2}\alpha_3 + B_{m3}(\alpha_1 + \alpha_2) + B_{m4}\alpha_4 + B_{m5}\alpha_2 &= 0 \\
 \frac{B_{m1}\lambda_1}{\mu_0} + \frac{B_{m2}\lambda_2}{\mu_0} + \frac{B_{m4}\lambda_3}{\mu_0} &= H_m \\
 \frac{B_{m1}\lambda_1}{\mu_0} + \frac{B_{m2}\lambda_2}{\mu_0} + F(B_{m5})\lambda_3 &= H_m \\
 \frac{B_{m1}\lambda_1}{\mu_0} + F(B_{m3})\lambda_2 + \frac{B_{m4}\lambda_3}{\mu_0} &= H_m \\
 H_{m3,5} &= F(B_{m3,5})
 \end{aligned} \tag{5}$$

Так как зависимость  $H_{m3,5} = F(B_{m3,5})$ , т.е. кривую намагничивания ферромагнитного вещества в широком интервале магнитной индукции  $B_m$  трудно математически моделировать простым алгебраическим уравнением, ее задали в табличном виде, а система уравнений (5) была решена численно (методом Нью-

тона) на ЭВМ. При заданной структурной модели, т.е. при фиксированных значениях  $\lambda$  и  $\alpha$  структурных областей напряженности магнитного поля  $H_m$  придавали значения в интервале от 100 до 10000 А/м и решением системы уравнений (5) определили соответствующие им значения  $B_m$  модельного композиционного материала.

Кривая магнитных потерь модельного композиционного материала была получена по координатам, вычисленным по следующей формуле:

$$P_{2\delta}(B_m) = \frac{\gamma_{\Phi}}{\gamma} (P(B_{m3}) \lambda_2(\alpha_1 + \alpha_2) + P(B_{m5}) \lambda_3 \alpha_2) \quad (6)$$

Т а б л и ц а I  
Магнитная индукция в ферромагнетике, магнитные потери и напряженность поля в модельных ММММ при различных долях газа и диэлектрика в порах при  $B_m = 1 \text{ Тл}$

$\gamma_{zn}$	$\gamma_{gn}$	$B_{m3}, \text{ Тл}$	$B_{m5}, \text{ Тл}$	$P_{2\delta}$ Вт/кг	$H_m$ кА/м
0	0	1,06	1,06	3,63	23,8
0,25	0	1,05	1,12	3,66	20,3
0,50	0	1,04	1,15	3,70	16,9
0,75	0	1,03	1,17	3,73	13,4
1,0	0	1,02	1,19	3,75	10,0
1,0	0,25	1,02	1,20	3,78	7,58
1,0	0,50	1,01	1,22	3,82	5,12
1,0	0,75	1,01	1,23	3,85	2,74
1,0	1,0	1,0	1,24	3,88	0,37

В табл. I приведены данные о принятых при моделировании долях диэлектрической и газовой фаз в порах и полученные расчетным путем магнитные индукции в ненасыщаемой и насыщаемой областях ферромагнитной фазы  $B_{m3}$  и  $B_{m5}$ , а также значения магнитных потерь  $P_{2\delta}$  и напряженности магнитного поля  $H_m$  для модельного материала при усредненной магнитной индукции в нем  $B_m = 1 \text{ Тл}$ . При вычислении объемов фаз исходили из следующих данных, соответствующих реальному композиционному материалу:  $\gamma = 7200 \text{ кг/м}^3$ ,  $\gamma_{\Phi} = 7800 \text{ кг/м}^3$ ,  $\gamma_g = 2000 \text{ кг/м}^3$ ,  $\lambda_2 = 0$ ,  $c_g = 0,01$ .



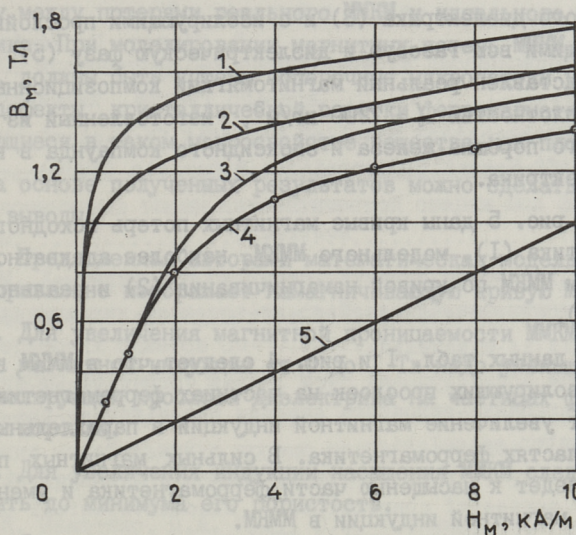


Рис. 4. Кривые намагничивания модельных ММКМ.

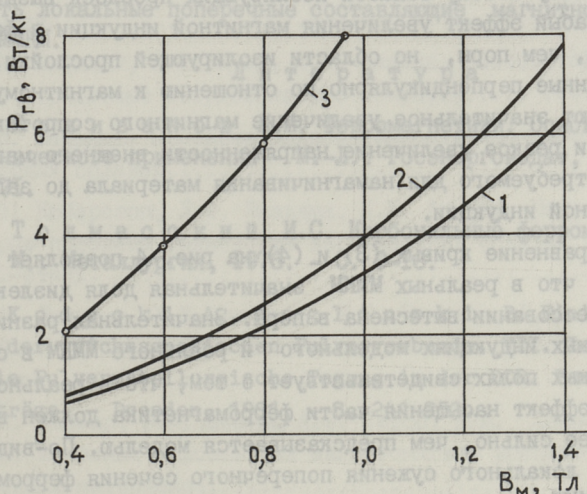


Рис. 5. Кривые магнитных потерь.

На рис. 4 представлены кривые намагничивания ферромагнетика (1), модельного ММКМ без изолирующих прослоек (2), с изолирующими прослойками, содержащими около 0,25 долей от

введенного диэлектрика (3) и с изолирующими прослойками, содержащими всю газовую и диэлектрическую фазу (5). Кривой (4) представлен реальный магнитомягкий композиционный материал плотностью  $\gamma = 7200 \text{ кг/м}^3$ , изготовленный из непроводящего порошка железа и эпоксидного компаунда в качестве диэлектрика.

На рис. 5 даны кривые магнитных потерь исходного ферромагнетика (1), модельного ММЖМ, наиболее адекватного с реальным ММЖМ по кривой намагничивания (2) и реального ММЖМ (3).

Из данных табл. I и рис. 4 следует, что в ММЖМ, не содержащих изолирующих прослоек на частицах ферромагнетика, поры вызывают увеличение магнитной индукции в параллельных с ними областях ферромагнетика. В сильных магнитных полях это приведет к насыщению части ферромагнетика и уменьшению средней магнитной индукции в ММЖМ.

В ММЖМ, не содержащих пор, продольные по отношению к магнитному потоку области изолирующих прослоек вызывают более слабый эффект увеличения магнитной индукции в ферромагнетике, чем поры, но области изолирующей прослойки, ориентированные перпендикулярно по отношению к магнитному потоку, вызывают значительное увеличение магнитного сопротивления ММЖМ, и резкое увеличение напряженности внешнего магнитного поля, требуемого для намагничивания материала до заданной магнитной индукции.

Сравнение кривых (3) и (4) на рис. 4 позволяет сделать вывод, что в реальных ММЖМ значительная доля диэлектрика при прессовании вытеснена в поры. Значительная разница в магнитных индукциях модельного и реального ММЖМ в сильных магнитных полях свидетельствует о том, что в реальном материале эффект насыщения части ферромагнетика должен выражаться более сильно, чем предсказывается моделью. По-видимому, кроме локального сужения поперечного сечения ферромагнетика в ММЖМ поры вызывают значительные поперечные магнитные микротоки, которые должны быть учтены при усовершенствовании модели.

Сравнение кривых магнитных потерь реального, идеального и модельного ММЖМ (см. рис. 5) показывает, что эффектом насыщения ферромагнетика у пор нельзя объяснить значительную

разницу между потерями реального  $MMKM$  и идеального ферромагнетика. При моделировании магнитных потерь  $MMKM$ , по-видимому, должны быть учтены поперечные микропотоки у пор, а также дефекты кристаллической решетки ферромагнетика, не выражающиеся в таком макросвойстве вещества как плотность.

На основе полученных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Предложенная авторами математическая модель качественно правильно изображает намагничивающую кривую  $MMKM$ .

2. Для увеличения магнитной проницаемости  $MMKM$  в интервале магнитной индукции от 0 до  $I_{Тл}$  надо уменьшить толщину изолирующих прослоек диэлектрика на частицах ферромагнитного порошка.

3. Для увеличения индукции насыщения  $MMKM$  следует уменьшить до минимума его пористость.

4. Для увеличения правдоподобности математической модели кривых намагничивания и магнитных потерь необходимо учитывать локальные поперечные составляющие магнитного потока в  $MMKM$ .

#### Л и т е р а т у р а

1. Поливанов К.М. Ферромагнетики. Основы теории технического применения - М.-Л.: Госэнергоиздат, 1957. - С.63-71.

2. Толмасский И.С. Карбонильные ферромагнетики. - М.: Металлургия, 1976. - С. 9-16.

3. Kodecki A., Weglinski B. Einige Aspekte der weichmagnetischen Pulververbunde. VII. Internationale Pulvermetallurgische Tagung in der DDR. Band 3. Kurzvorträge. - Dresden, 1981, - S. 241-253.

II. Р.А. Сидмар, У.В. Рандмар, А.С. Ритсо. Математическое моделирование магнитных характеристик  $MMKM$

R. Siimar, U. Randmer,  
A. Ritso

The Mathematical Model of Magnetic Characteristics  
of Soft Magnetic Composition Materials (SMCM)

Abstract

In this paper the problem of mathematical model of magnetic characteristics of soft magnetic composition materials is discussed.

The induction and core losses curves of SMCM with different phase-structure schemes are given as the result of computer calculation.

The calculated curves of SMCM are compared with the factual curves of conventional electrotechnical sheet cores and the corresponding SMCM ones.

## С о д е р ж а н и е

I.	Д.С. Аренсбургер. Изучение свойств дисперсионно-твердеющих медных сплавов.....	3
2.	С.М. Летунович, Д.С. Аренсбургер. Вопросы выбора материала и технологии изготовления контактных наконечников машин автоматической сварки под флюсом. ....	12
3.	С.М. Летунович, Ю.Ю. Пирсо. Влияние некоторых технологических факторов на свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-Ti .....	22
4.	П.К. Каллас, Ю.Ю. Пирсо, Б.Т. Агошавили, И.Н. Буяновский. Влияние состава и технологии изготовления на абразивную эрозию твердых сплавов TiC-WC с никель-молибденовой связкой.....	31
5.	Л.К. Иващенко, П.А. Кулу, Ю.В. Мильман, Я.А. Халлинг. Связь между микромеханическими свойствами и эрозионной стойкостью порошковых материалов и покрытий. ....	38
6.	Я.А. Халлинг, П.А. Кулу, П.К. Каллас. Износостойкие порошковые твердосплавные покрытия.....	45
7.	Л.Э. Вальдма. Проблема износостойкость-прочность твердых сплавов.....	52
8.	Я.П. Кюбарсепп, Л.Э. Вальдма, Х.И. Аннука. Некоторые проблемы технологии изготовления сплавов TiC-сталь. ....	58
9.	А.А. Лаансоо, Х.Х. Кяэрди, У.Ю. Рандмер, В.Я. Лийман. О деформации частиц порошка при прессовании.....	66
10.	Р.А. Сиймар, В.Я. Лийман, А.Э. Ритсо, А.А. Лаансоо. Железные порошки для магнитомягких композиционных материалов.....	78
II.	Р.А. Сиймар, У.Ю. Рандмер, А.Э. Ритсо. Математическое моделирование магнитных характеристик ММЖМ	89





EESTI AKADEEMILINE RAAMATUKOGU



1 0200 00082360 3

Цена 85 коп.