Ep.6.7
604

ISSN 0136-3549
0136-3557

TALLINNA
POLÜTEHNILISE INSTITUUDI
TOIMETISED
604

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО
ИНСТИТУТА

TPI
'85

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

TPI '85

УДК 621.762

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия У1

Таллин 1985

Teaduslik Raamatu osa
ENSV TA
TALLINN
АН ЭССР
Научная библиотека

ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
Труды ТПИ № 604
СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
Порошковая металлургия У1
На русском языке
Отв. ред. Р. Мозберг. Техн. ред. В.Ранник
Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 26.03.85
Подписано к печати 5.12.85
МВ-08688
Формат 60x90/16
Печ. л. 4,75 + 0,25 приложение
Уч.-изд. л. 4,65
Тираж 300
Зак. № 694
Цена 70 коп.
Таллинский политехнический институт,
200108 Таллин, Эхитаяте тээ, 5
Ротапринт ТПИ, 200006 Таллин, ул. Коскла, 2/9

© Таллинский политехнический институт, 1985

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

Д.С. Аренсбургер, С.М. Летунович

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВ СПЕЧЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Дисперсионно-твердеющие сплавы на медной основе получили распространение главным образом в литом виде. Между тем, технология порошковой металлургии и особенности сплавообразования спеченных материалов не позволяют переносить на них свойства литых сплавов даже одинакового состава. Работ же по исследованию технологии и свойств дисперсионно-твердеющих спеченных медных сплавов контактного назначения не очень много. Последние представлены преимущественно различными композиционными материалами.

В данной работе исследовались свойства спеченных медных сплавов с хромом, титаном и бором. Выбор хрома и титана в качестве легирующих добавок основывался на их переменной растворимости в меди, сильно уменьшающейся с температурой. Это является необходимым условием получения пересыщенных твердых растворов при закалке, которые при последующем старении способны к значительному упрочнению. Максимальная растворимость хрома в меди при температуре 1075 °С составляет 0,65 мас. %*, а титана - при температуре 870 °С - соответственно - 7,4 % [1], при охлаждении ниже 300 °С она снижается у титана до 1 %, у хрома до сотых долей процента. Растворимость в меди бора крайне незначительна, составляя около 0,1 % при 1060 °С, незначительно снижаясь с температурой. По некоторым данным его добавки могут способствовать размельчению зерна и увеличению пластичности медных сплавов [2].

Влияние исследованных добавок на электропроводность сплавов неодинаково. В наименьшей степени снижает ее хром,

---

* Здесь и далее содержание добавок показано в массовых процентах.

титан же снижает очень сильно. Сведений о влиянии на электропроводность бора не обнаружено.

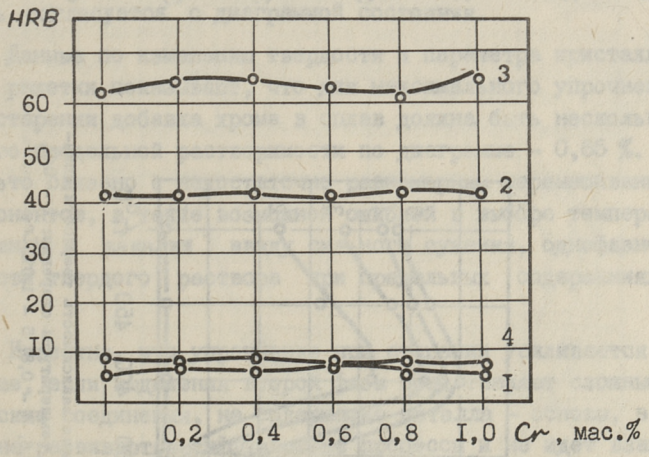
Порошки электролитической меди ПМЭ2, кальциегидридного титана ПТС, хрома ПХС и аморфного бора (все фракции ≤ 45 мкм) смешивались в баночном смесителе в течение 3-х часов. Прессование образцов диаметром 13, высотой 10 мм осуществлялось при давлении 500 МПа, спекание в вакуумной печи образцов с хромом и бором при 1000 °С, образцов с титаном при 850 °С в течение 1-го часа. Спеченные заготовки в той же прессформе допрессовывали при давлении 1000 МПа. Нагрев под закалку вели в трубчатой печи в среде водорода до тех же температур, что и спекание, охлаждение в воду. Закаленные образцы экструдировали в проволоку диаметром 3 мм, на которой измерялось электросопротивление с помощью одинарного моста Р316. Поскольку измерение твердости экструдированных проволок затруднительно, ее измеряли на образцах, полученных свободной осадкой (расплющиванием) спеченных брикетов между двумя закаленными пластинами. Степень осадки по высоте равнялась степени обжатия по диаметру при экструзии.

Прессование, спекание, допрессовка, осадка и закалка являлись подготовительными операциями технологии. Заключительной операцией являлось остаривание закаленных образцов, которое осуществлялось в трубчатой водородной печи в течение часа.

Свойства сплавов медь-хром. Порошковые смеси содержали 0,2, 0,4, 0,6, 0,8 и 1,0 % хрома. Нижний предел содержания добавки обеспечивал ее полное растворение в матрице, верхний - наличие в закаленном состоянии структурно свободного хрома, этим облегчалось выявление его влияния на исследованные свойства. Особенность спекания и закалки сплавов заключается в необходимости выдержки при максимальной температуре, обеспечивающей предельную растворимость хрома в меди. С учетом погрешности измерений температуры ее приняли равной 1000 °С. Плотность спеченных образцов составляла 8 г/см^3, допрессованных - 8,5-8,6 г/см^3, что соответствовало остаточной пористости 4-5 % и гарантировало от пропитки образца водой при закалке. Плотность расплющенных образцов в пределах точности измерений равнялась теоретической: 8,88-8,90 г/см^3.

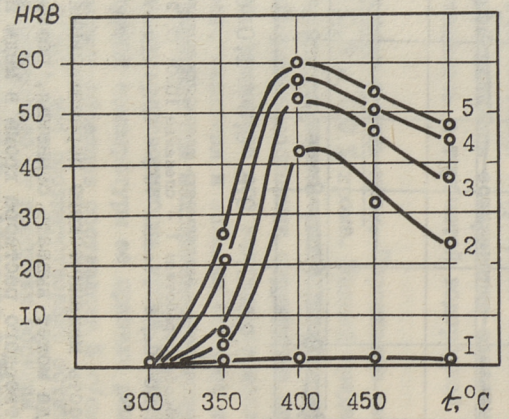
Изменение твердости сплавов на подготовительных операциях технологии представлено на фиг. 1. Номера кривых соот-

ветствуют последовательности операций. Твердость образцов не обнаруживает зависимости от состава. Деформационное упрочнение после осадки полностью снимается при закалке, что свидетельствует об отсутствии упрочнения за счет легирования в выбранных пределах концентрации хрома в сплаве. Изменение твердости после старения расплющенных и закаленных образцов представлено на фиг. 2. В соответствии с диаграммой состояния сплавы с 0,2 % хрома не упрочняются при старении, у сплавов с 0,4–I,0 % хрома нарастание твердости с температурой старения идет очень быстро, достигая максимума при 400 °С, далее начинается снижение твердости. Заметно, что максимальная твердость у сплавов с 0,8 и I % хрома отличается незначительно, а также что ее значения не достигают твердости деформированных образцов перед закалкой (кривая 3, фиг. I).

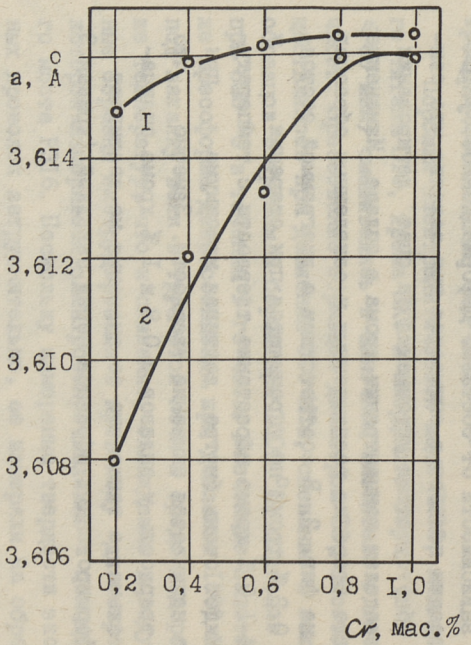


Фиг. 1. Концентрационная зависимость твердости сплавов Cu-Cr от способа обработки: 1 – спекание 1000 °С, 2 – допрессовка 1,0 ГПа, 3 – осадка H/h = 4,0, 4 – закалка 1000 °С в воду.

Равномерность механического перемешивания малых добавок в порошке всегда может вызвать сомнения, поэтому образование пересыщенного твердого раствора хрома в меди при закалке и его распад при старении контролировались рентгенографически, путем измерения параметра кристаллической решетки сплава.



Фиг. 2. Концентрационная зависимость твердости сплавов Cu-Cr от температуры старения: 1 – 0,2, 2 – 0,4, 3 – 0,6, 4 – 0,8, 5 – 1,0%.Cr.



Фиг. 3. Зависимость параметра кристаллической решетки сплавов Cu-Cr от содержания хрома и вида термообработки. 1 – закалка, 2 – закалка и старение.

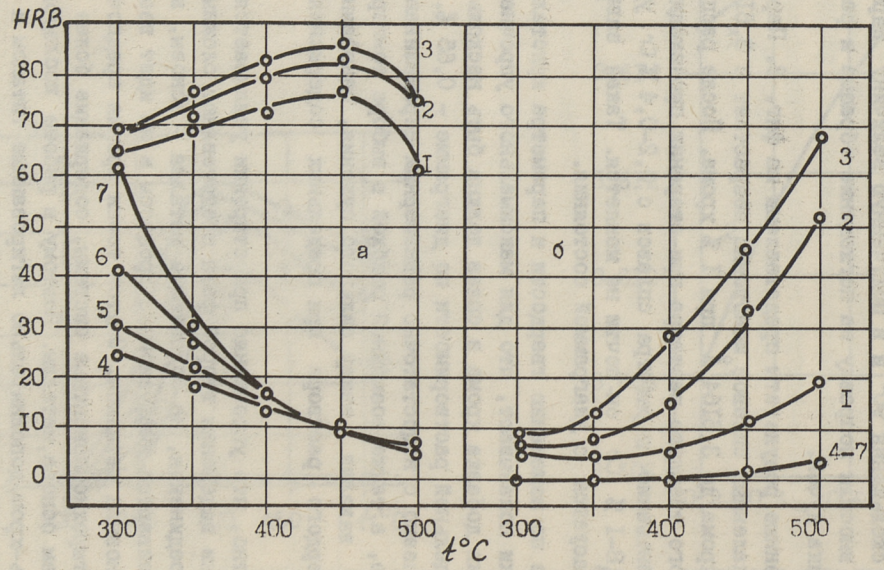
С этой целью на дифрактометре ДРОН-2 в Co -нефильтрованном излучении записывали положение максимумов линий (400) β, (3II) β и (400) α меди в интервале углов скольжения соответственно $63{,}7^0$, $77{,}7^0$ и $8I{,}7^0$. Расчетную величину параметра кристаллической решетки с помощью функции $\Phi = I/2\ (\cos^2\theta/\sin\theta + \cos^2\theta/\theta)$ графически экстраполировали на угол скольжения 90^0 и в полученную величину параметра решетки вносили поправку на поглощение образца и расходимость пучка лучей.

Полученные результаты представлены на фиг. 3. Параметр решетки закаленных сплавов монотонно возрастает с 3,6I48 Å при 0,2 % хрома до 3,6I64 Å при I % хрома. После распада пересыщенного твердого раствора при старении происходит сильное уменьшение параметра сплавов с 0,2–0,4 % Cr, у сплавов же с 0,8–I % Cr он почти не меняется. Такая зависимость согласуется с диаграммой состояния.

Данные по изменению твердости и параметра кристаллической решетки показывают, что для максимального упрочнения при старении добавка хрома в сплав должна быть несколько выше его предельной растворимости по диаграмме – 0,65 %. Видимо, это связано с недостаточно равномерным перемешиванием компонентов, а также возможной ошибкой в выборе температуры спекания и закалки ввиду сильного сужения, однофазной α-области твердого раствора при предельных содержаниях хрома.

Известно, что упрочнение при старении усиливается в том случае, если выделения второй фазы представляют сложные химические соединения, не содержащие металла – основы, в которых не развиваются диффузионные процессы и не идет взаимодействие с основным металлом. С этой точки зрения предпочтительны трех–четырехкомпонентные системы, содержащие более тугоплавкие, чем основа, металлы. Поэтому в работе исследовались сплавы медь–хром, дополнительно легированные титаном и бором в количестве 0,2 %. Сравнивались свойства сплавов, у которых деформация происходила после закалки, либо предшествовала ей. Результаты представлены на фиг. 4.

Старение деформированных сплавов Cu–Cr–Ti приводит к увеличению их твердости до 80–83 HRB, причем характер ее изменения с температурой старения аналогичен двухкомпонент-

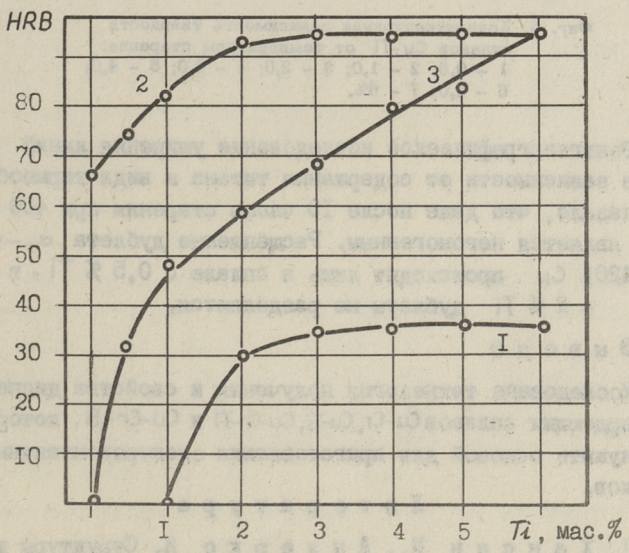


Фиг. 4. Зависимость твердости сплава Cu-Cr – 0,2% Ti (1-3) и Cu-Cr – 0,2B (4-7) от температуры старения: а – после закалки и деформации, б – после деформации и закалки.
1, 4 – 0,25% Cr , 2, 5 – 0,50% Cr , 3, 6 – 0,75% Cr , 7 – 1,0% Cr.

ным сплавам Cu – Cr с максимумом при 400 °С. Если же старение происходит непосредственно после закалки, то твердость монотонно увеличивается до 500 °С, но не достигает значений твердости сплавов, остаренных после деформации.

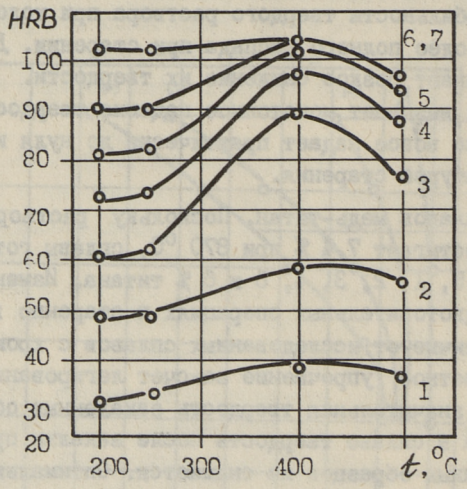
В первом случае прирост твердости достигается за счет увеличения нестабильности твердого раствора при холодной деформации и его более полного распада при старении. Добавки в сплавы бора вызывают резкое снижение их твердости. Старение после деформации вызывает монотонное падение твердости, а после закалки она вовсе падает практически до нуля и не меняется с температурой старения.

Свойства сплавов медь–титан. Поскольку растворимость титана в меди достигает 7,4 % при 870 °С, сплавы готовились с содержанием 0,5, I, 2, 3, 4, 5 и 6 % титана. Изменение их твердости на подготовительных операциях к старению показано на фиг. 5. В отличие от исследованных сплавов с хромом они обнаруживают заметное упрочнение за счет легирования, о чем свидетельствует значительная твердость закаленных образцов. При 5–6 % титана в сплаве твердость после закалки предварительно расплющенных образцов не снижается. Оптимальной тем-



Фиг. 5. Концентрационная зависимость твердости сплавов Cu-Ti от способа обработки: 1 – спекание 850 °С, 2 – осадка H/h = 4, 3 – закалка 850 °С в воду.

пературой старения образцов после деформации закалки, как следует из фиг. 6, является 400 °С. Наибольший прирост твердости происходит в сплавах с I-2 % Ti, при этом ее максимальный уровень на 25-30 HRB выше, чем у полученных по такой же технологии сплавов Cu-Cr (фиг. I, 2).



Фиг. 6. Концентрационная зависимость твердости сплавов Cu-Ti от температуры старения: 1 - 0,5; 2 - 1,0; 3 - 2,0; 4 - 3,0; 5 - 4,0; 6 - 5,0; 7 - 6%.

Рентгенографическое исследование уширения линий (420) Cu в зависимости от содержания титана и вида термообработки показало, что даже после I0 часов старения при 400 °С сплав является негомогенным. Расщепление дублета $\alpha_1 - \alpha_2$ линии (420) Cu происходит лишь в сплаве с 0,5 % Ti, в сплавах с $\geq$ 2 % Ti дублеты не разделяются.

Выводы

Исследована технология получения и свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-Cr, Cu-Ti, Cu-Cr-Ti и Cu-Cr-B, которые могут служить основой для приготовления электроконтактных материалов.

Литература

I. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М., изд-во лит. по черн. и цв. металлургии. I962, с. 270, 555, 686.

2. Слиозберг С.К., Чулошников П.Л. Электроды для контактной сварки. Л., Машиностроение, 1972, с. 19.

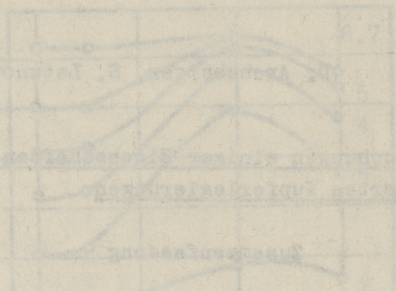
D. Arensburger, S. Letunovitch

Untersuchungen einiger Eigenschaften der gesinterten Kupferlegierungen

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wird die Härte der gesinterten Kupferlegierungen mit Chrom, Titan und Bor untersucht.

Es wird der Einfluss der thermischen Bearbeitung (Abschreckung und Auslagerung), Druckbearbeitung und der metallischen Zusätze an die Härte der Legierungen gezeigt.



№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762.8:621.793.7

П.А. Кулу, П.К. Каллас,
Я.А. Халлинг

СВОЙСТВА НАПЫЛЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

В расширении номенклатуры материалов и изделий, изготовленных методом порошковой металлургии, важную роль играют разные покрытия, в том числе и порошковые, нанесенные газотермическим напылением. Учитывая, что порошковые материалы на основе железа по своим физико-механическим характеристикам уступают традиционным литым материалам, упрочнение первых путем нанесения газотермических покрытий весьма актуально.

Исследованию некоторых особенностей нанесения газотермических порошковых покрытий (в основном напыленных) на порошковую сталь и изучению их свойств посвящены работы [1-3].

С целью выявления особенностей нанесения порошковых покрытий на порошковую сталь и с целью выдачи рекомендаций по их выбору в конкретных условиях работы в данной статье более подробно изучены: влияние свойств основы, материала покрытия и способа нанесения на основные свойства (прочность сцепления, твердость, износостойкость и характеристики трения) напыленных покрытий.

В качестве основы использовалась порошковая сталь 45п из железного порошка ПЖ3М2 ГОСТ 9849-79 с содержанием углерода около 0,45 % после спекания и с пористостью около 25 % (получена прессованием и спеканием) и около 5 % (получена горячей ковкой пористых спеченных заготовок). Для сравнения качеств покрытий была использована в качестве основы также литая сталь 45.

Для нанесения газотермических покрытий напылением использованы следующие способы: газопламенный, плазменный и детонационный. В качестве материалов для газопламенных по-

крытий использовали термореагирующие порошки, изготовленные Торезским заводом наплавочных твердых сплавов (ТЗНТС), а также аналогичные порошки Швейцарской фирмы "Кастолин-Ойтектик". При плазменном напылении использовали порошки интерметаллида (NiAl) и окисел (Al_2O_3, TiO_2). В качестве материалов для детонационных покрытий использовали порошки легированных сталей и сплавов, карбидов и смесей на их основе.

Для нанесения покрытий газопламенным способом применяли горелку "Рототек-80" фирмы "Кастолин-Ойтектик". Нанесение плазменных покрытий осуществляли на плазменной установке фирмы "Плазматехник" в БР НПО ПМ. Для нанесения детонационных покрытий использовали детонационную установку ОКТБ ИПМ АН УССР. Толщина газопламенных покрытий была в пределах 0,4-0,6 мм, плазменных и детонационных - в пределах 0,2-0,4 мм.

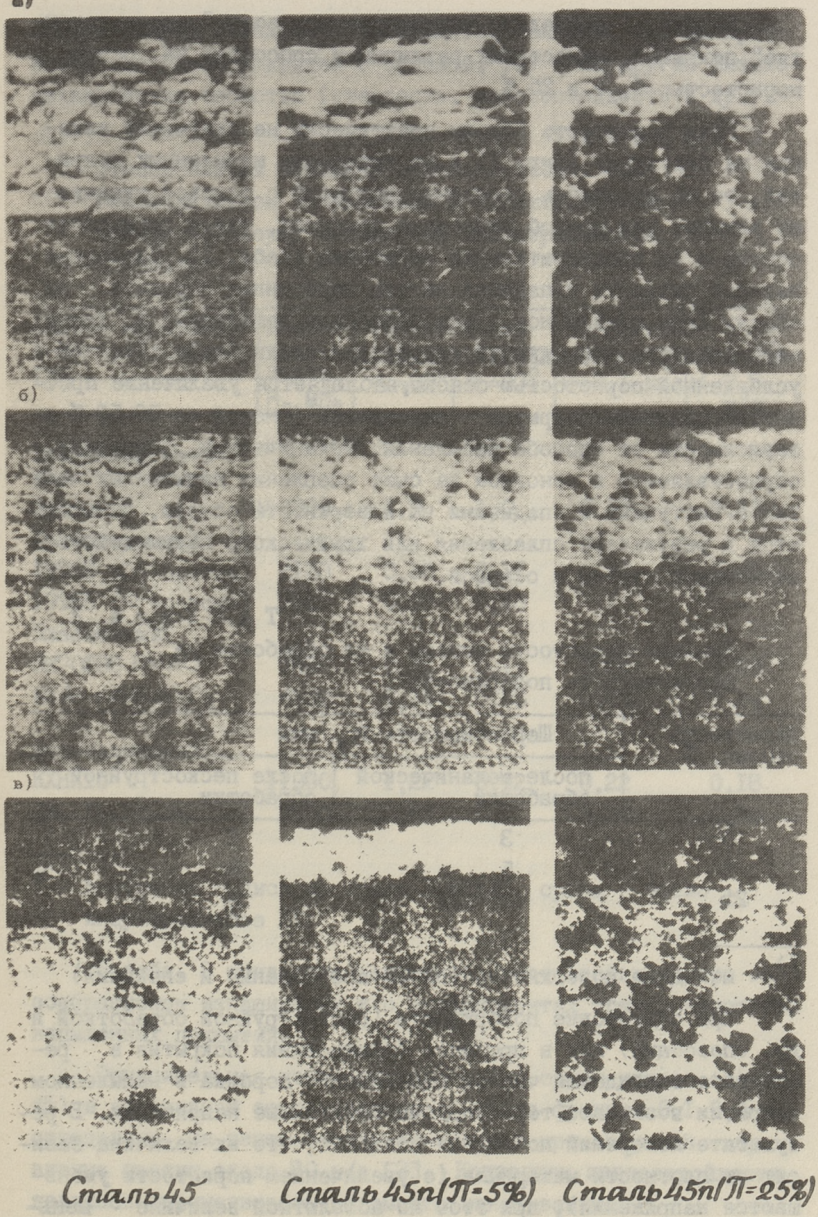
Таблица I

Влияние пористости основы и ее обработки на прочность сцепления покрытий при растяжении

Способ напыления и материал покрытия	Пористость основы, %	Прочность сцепления $\sigma_{сц}$, МПа	
		после механической обработки	после пескоструйной обработки
Газопламенный	0	23,7	I3,3
ПТ-НА-0I (подслой)	5	I9,7	I9,9
ПТ-I9Н-0I (осн. слой)	25	23,6[I)]	20,3
Плазменный	0	II,3	I9,0
ПН70Ю30	5	I3,7	2I,6
	25	I4,5[I)]	24,3
Детонационный	0	38,5	26,9
ВК9с	5	5I,9	59,0
	25	52,6[2)]	52,6[2)]

I) - исходная поверхность (после прессования и спекания)
2) - разрыв штифта (прочность на растяжение материала штифта).

В таблице I приведены значения прочности (на растяжение) сцепления покрытий с основой различной пористости и после различной ее обработки. Прочность сцепления покрытий определена штифтовым методом, путем испытания их на растяжение.



Фиг. 1. Микроструктуры зоны "основа–покрытие" напыленных покрытий (100х): а) газопламенных (19985), б) плазменных (ПН70Ю30), в) детонационных (ВК9с) на основах с пористостью 0, 5 и 25 %.

На фиг. I приведены микроструктуры зоны "основа-покрытие" покрытий, нанесенных различными способами на основу с пористостью 0, 5 и 25 %.

Если пористость основы практически не оказывает влияния на структуру (фиг. I) и на твердость напыленных покрытий, то на прочность сцепления покрытий с основой оказывает влияние как способ нанесения покрытий, так и пористость основы и ее предварительная обработка (табл. I). Благодаря высокой скорости попадания частиц нанесенных порошков на основу (при плазменном и детонационном напылении) и ввиду шероховатости поверхности порошковой стали (табл. 2), обусловленной пористостью основы, наблюдается увеличение прочности сцепления покрытий с порошковой основой на 30-50 % в зависимости от способа напыления. Механическое сцепление, осуществляемое в основном за счет сцепления напыленных частиц с выступами и впадинами на поверхности основы, усиливается в результате сплавления или химического взаимодействия напыленных частиц с основой.

Таблица 2

Влияние пористости основы и ее обработки на шероховатость поверхности

Пористость основы, %	Шероховатость R_z, мкм	
	после механической обработки	после пескоструйной обработки
0	3	2
5	5	8
25	$5^{I)}/10$	8

I) - исходная поверхность (после прессования и спекания)

При подготовке поверхности (пескоструйной обработкой и др. способами) или в процессе формирования покрытия в результате охлаждения частиц напыленного порошка в напыленном покрытии возникают термоупругие остаточные напряжения. В результате измерений последних показано, что их величина зависит от плотности материала (с увеличением пористости уменьшаются напряжения), при этом по абсолютной величине - меньше в покрытиях, полученных плазменным и детонационным напылением, чем в покрытиях, полученных газопламенным напылением.

Вышеуказанное оказывает благоприятное влияние как на прочность сцепления покрытий с основой, так и на другие физико-механические свойства (твердость, износостойкость и др.).

Таблица 3

Относительная объемная износостойкость при газоабразивном изнашивании и характеристики трения некоторых напыленных газотермических покрытий

Способ напыления и материал покрытия	Микротвердость H_{μ}, МПа	Относительная износостойкость		Коэффициент трения μ при p=I, МПа*	
		$\alpha=30^{\circ}$	$\alpha=90^{\circ}$	v=0,I м/с	v=0,5 м/с
Эталонный материал:					
Сталь 45	HV 2000	I,0	I,0	0,I5	0,I3
Газопламенный:					
I9968 (Cu-основа)	2I00	0,30	0,II	0,32	0,20
I9985 (Ni-основа)	2800	0,37	0,I0	-	-
Плазменный:					
ПН70Ю30 (NiAl)	2850	0,3I	0,II	0,28	0,24
NiAl + 5% Al_2O_3	4200	0,I0	0,03	0,23	0,24
Детонационный:					
КХНХI5	II000	I,22	0,I2	0,22	0,I8
Fe-B-Si-Al	7800	0,67	0,I	0,30	0,I6

* – контртело – диск из стали XI8HI0T, среда – масло индустриальное 20.

В табл. 3 приведены данные об износостойкости при газоабразивном изнашивании и о коэффициентах трения некоторых напыленных покрытий.

Относительная износостойкость (по сравнению со сталью 45) в абразивной струе кварцевого песка фракции 0,I–0,3 мм определена на центробежном ускорителе при скорости абразивных частиц около 80 м/с [3]. Критерием износостойкости являлась интенсивность объемного изнашивания.

Определение коэффициента трения и износа покрытий проводили на специальной установке по торцевой схеме трения

при горизонтальном расположении пары. Нагрузка была 0,5 и I МПа, скорость при испытаниях варьировалась ступенчато от 0,I до I,0 м/с.

При газоабразивном изнашивании в случае $H_A \geq H_M$ (твердость абразива и материала) износостойкость напыленных покрытий низкая, в первую очередь, из-за пористости покрытия и слабых межчастичных контактов. Только при больших скоростях напыления (например, при детонационном) с применением порошков с оптимальной твердостью и пластичностью(например, твердосплавных порошков) можно получить покрытия, износостойкость которых до 3-4 раз превышает износостойкость стали 45.

Исследования показали, что коэффициент трения зависит от скорости скольжения (табл. 3). Коэффициент трения уменьшается как с увеличением нагрузки, так и - скорости скольжения. Наименьшим коэффициентом трения обладали покрытия с более высокой твердостью: детонационные из карбидохромовонихромовой смеси КХНХI5 при малых скоростях скольжения, при больших скоростях - покрытия из порошка эвтектического сплава Fe-B-Si-Al.

Определение износостойкости покрытий при трении связано с некоторыми трудностями: износ минимален из-за высокой твердости покрытий, поэтому методика определения интенсивности изнашивания требует доработки.

На основе экспериментов, проведенных по изучению технологии и свойств газотермических напыленных покрытий,можно сделать следующие выводы:

I. Применение в качестве основы порошковой стали по сравнению с литой сталью более шероховатой, с большим количеством микронеровностей поверхности приводит к увеличению прочности сцепления покрытий с основой как за счет механического сцепления, так и в результате физико-химических и диффузионных процессов.

2. Пористость покрытий (а также пористость основы)дает положительный эффект в условиях трения, так как поры в покрытии и в основе являются как бы резервуарами смазки.

3. В условиях газоабразивного изнашивания износостойкость напыленных покрытий низкая. Только с применением для

покрытий материалов, обладающих оптимальным комплексом свойств (высокая твердость и пластичность), и применением способов с большой скоростью напыления можно достичь покрытия с минимальной пористостью и с удовлетворительной износостойкостью в абразивной струе.

Литература

1. Кулу П.А. Особенности создания эрозионностойких газотермических покрытий на порошковых материалах. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1984, № 566, с. 35-40.

2. Кулу П.А. Особенности абразивной износостойкости защитных покрытий на спеченных сталях. - Исследование и разработка теоретических проблем в области порошковой металлургии и защитных покрытий. Материалы Всесоюзн. конф., часть Ш. Минск, 1984, с. 145-149.

3. Кулу П.А., Каллас П.К., Халлинг Я.А. Газоабразивный износ газотермических порошковых покрытий. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1984, № 566, с. 47-52.

P. Kulu, P. Kallas,
J. Halling

The Properties of Sprayed Powder Coverings

Summary

The specific features of laying gas-thermal sprayed coverings on powder and cast steel and their properties were studied. The results of adhesion strength of the coverings with the base metal have been given. Erosion resistance and friction coefficients were also studied.

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

Я.П. Кюбарсепп, Х.И. Аннука,
Г.М. Зеер, Л.Э. Вальдма

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ГОРЯЧИМ ИЗОСТАТИЧЕСКИМ ПРЕССОВАНИЕМ НА СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ СПЛАВОВ ТІС-СТАЛЬ

Известно, что износостойкость твердых сплавов в абразивной (или гидроабразивной) струе растет вместе с уменьшением величины карбидных зерен (см. напр., [1]). От величины карбидных зерен зависят, кроме износостойкости, также другие физико-механические и эксплуатационные свойства твердых сплавов.

Рост карбидных зерен во время твердофазного и жидкофазного спекания происходит, как известно из теории жидкофазного спекания, благодаря двум процессам: процессу собирательной рекристаллизации, который, согласно работе [2], начинается у карбидотитановых твердых сплавов уже в диапазоне температур ниже $0{,}5\ T_{пл}$ карбида титана, когда жидкая фаза еще отсутствует и, во-вторых, благодаря перекристаллизации через жидкую фазу (см., напр. [3]). Если твердый сплав спекать при температурах, когда в сплаве жидкая фаза еще не образовалась или образовалась в недостаточном количестве, то процессы перекристаллизации через жидкую фазу либо совсем не проходят, либо проходят в неполной мере. Это должно привести к меньшему росту карбидных зерен. Однако пониженная величина карбидных зерен, полученных при пониженной температуре спекания, обычно сопровождается повышенной пористостью сплавов. Если теперь такие недоспеченные сплавы подвергнуть горячему изостатическому прессованию (ГИП), то возникает возможность получения практически беспористых мелкозернистых твердых сплавов. Кроме того, горячее изостатическое прессование должно благоприятно влиять также на прочностные свойства сплавов, спеченных при оптимальных температурах спекания, благодаря уменьшению пористости.

Для проверки вышеприведенных рассуждений были изготовлены сплавы состава (в мас.%): 70 % TiC – 30 % железоникелевой связки (содержит 15 % Ni). Сплавы были спечены при температурах 1280, 1330, 1380 и 1430 °С, в вакууме около 0,1 Па. Выдержка при названных температурах 30 минут. Образцы были подготовлены для спекания по известной твердосплавной технологии. Половина из спеченных образцов была дополнительно обработана горячим изостатическим прессованием в газостате при следующих условиях: T = 1350 °С, давление P = 200 МПа, τ = 30 мин., среда – аргон. Некоторые физико-механические свойства необработанных и обработанных в газостате сплавов приведены в таблице 1.

Твердость по Виккерсу HV, прочность при изгибе σ_u были определены по стандартным методикам. Плотность d определялась гидростатическим взвешиванием, модуль упругости E динамическим резонансным методом возбуждения продольных колебаний на приборе УЗИС-76, удельное электросопротивление ρ компенсационным методом при помощи моста постоянного тока Р-3009. Интенсивность изнашивания K определялась в абразивной струе на центробежном ускорителе ЦУК-3М по методике [4]. Условия изнашивания: абразив – кварцевый песок зернистостью 0,1–0,3 мм, угол атаки 30°, скорости струи 80 и 40 м/с.

Сплавы, спеченные при 1280 °С, имеют низкую плотность из-за недостаточного количества низкоплавкой эвтектики, образующейся в системе Fe–C–TiC уже при 1140 °С [5]. Большее количество жидкой фазы образуется при 1320 °С по реакции

$$TiC + \gamma\text{–Fe} \rightleftharpoons Ж + \alpha\text{–Fe}$$

и при 1350 °С по реакции

$$TiC + \alpha\text{–Fe} \rightleftharpoons Ж.$$

При температуре спекания 1330 °С образуется минимальное количество жидкой фазы, обеспечивающее полную усадку образцов. Однако микроструктура таких сплавов относительно неравномерна: в структуре встречаются скопления металлической связки, которые, очевидно, не расплавлялись полностью при 1330 °С. Встречаются также скопления карбидных зерен, не отделенных друг от друга металлической связкой. При повышении температуры спекания до 1380 и 1430 °С вмес-

Таблица I

Плотность d , удельное электросопротивление ρ, прочность при изгибе σ_u , модуль Юнга E, твердость по Виккерсу HV и интенсивность изнашивания K^{30} сплавов 70 мас.% TiC - 30 мас.% стали HI5 после спекания и после спекания с последующим ГИП

Температура спекания, °С	d, 10^3 кг/м^3		ρ, мкОм.м		σ_u, ГПа		E, ГПа		HV, ГПа		K^{30}, при скорости струи			
											80 м/с		40 м/с	
	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП	до ГИП	после ГИП
I280	4,57	5,29	I,05	I,0I	0,5I	0,39	I85	223	5,8	8,0	93	I09	I6	I8
I330	5,66	5,73	0,9I	0,70	I,65	2,02	3I8	353	I2,0	I3,0	3,9	5,5	0,9	I,6
I380	5,65	5,7I	0,82	0,70	2,05	2,II	3II	370	I3,0	I3,0	3,3	4,8	0,6	I,2
I430	5,64	5,76	0,79	0,6I	I,94	2,04	360	383	I2,0	I2,3	4,7	5,7	I,I	I,8

те с увеличением количества жидкой фазы равномерность структуры улучшается, растут размеры карбидных зерен, уменьшается число контактов между ними. На уменьшение контактов между карбидами косвенно указывает уменьшение такой структурно-чувствительной величины как удельное электросопротивление (см. табл. I).

Горячее изостатическое прессование приводит к повышению плотности сплавов (уменьшению пористости). Это сопровождается увеличением электропроводности, прочности при изгибе и модуля Юнга. Твердость сплавов, за исключением спеченного при I280 °С, практически не изменяется. Более большое влияние на твердость, а также на интенсивность изнашивания оказывает величина карбидных зерен: у сплавов, спеченных при I330 и I380 °С и имеющих несколько меньшую величину карбидных зерен, интенсивность изнашивания меньше, чем у спеченных при I430 °С. Неожиданным оказалось ухудшение износостойкости обработанных в газостате материалов (см. табл. I). По всей вероятности происходят некоторые изменения в микроструктуре металлической связки во время горячего изостатического прессования или при повышении или уменьшении давления в газостате. Возможно, что применяемые нами условия обработки далеки от оптимальных. Окончательное решение о целесообразности применения ГИП можно дать лишь после дополнительных исследований.

Литература

I. Каллас П.К., Вальдма Л.Э. Влияние механических свойств на гидроабразивный износ спеченных сплавов TiC-Ni-Co-Cr. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, I976, № 407, с. I7-23.

2. Кудрявцев В.А. Теоретические принципы создания мелкозернистых спеченных твердых сплавов на основе карбида титана. - В кн.: Исследование и разработка теоретических проблем в области порошковой металлургии и защитных покрытий. (Материалы Всесоюзн. конф. в Минске 24-26 мая I983 г.). Минск, I984, ч. I, с. II5-I20.

3. Humenik M., Parikh N. Wettability and microstructure studies in liquid phase sintering. - J. Amer. Ceram. Soc., 1956, v. 39, N 2, p. 60-72.

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

5. M u r a k a m i Y., K i m u r a H., N i s h i m u r a Y. An investigation on the titanium-iron-carbon system. - Sci. Repts. Kyoto Univ. Faculty Engng., 1957, v. 19, N 3, p. 302-324.

J. Kübarsepp, H. Annuka, G. Zeer, L. Valdma

The Influence of Hot Isostatic Pressing of the Properties of Sintered Steel-Bonded Titanium Carbide Alloys

Summary

The possibilities of increasing physicomechanical properties of sintered hard-facing alloys by means of hot isostatic pressing were investigated. This kind of treatment of hard-facing alloys makes it possible to increase the density, the bending strength and the Young's modulus.

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:620.18

Ю.Ю. Пирсо, Д.С. Аренсбургер

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ РАЗМОЛА НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ПОРОШКА КАРБИДА ТИТАНА, ЖЕЛЕЗА И ИХ СМЕСЕЙ

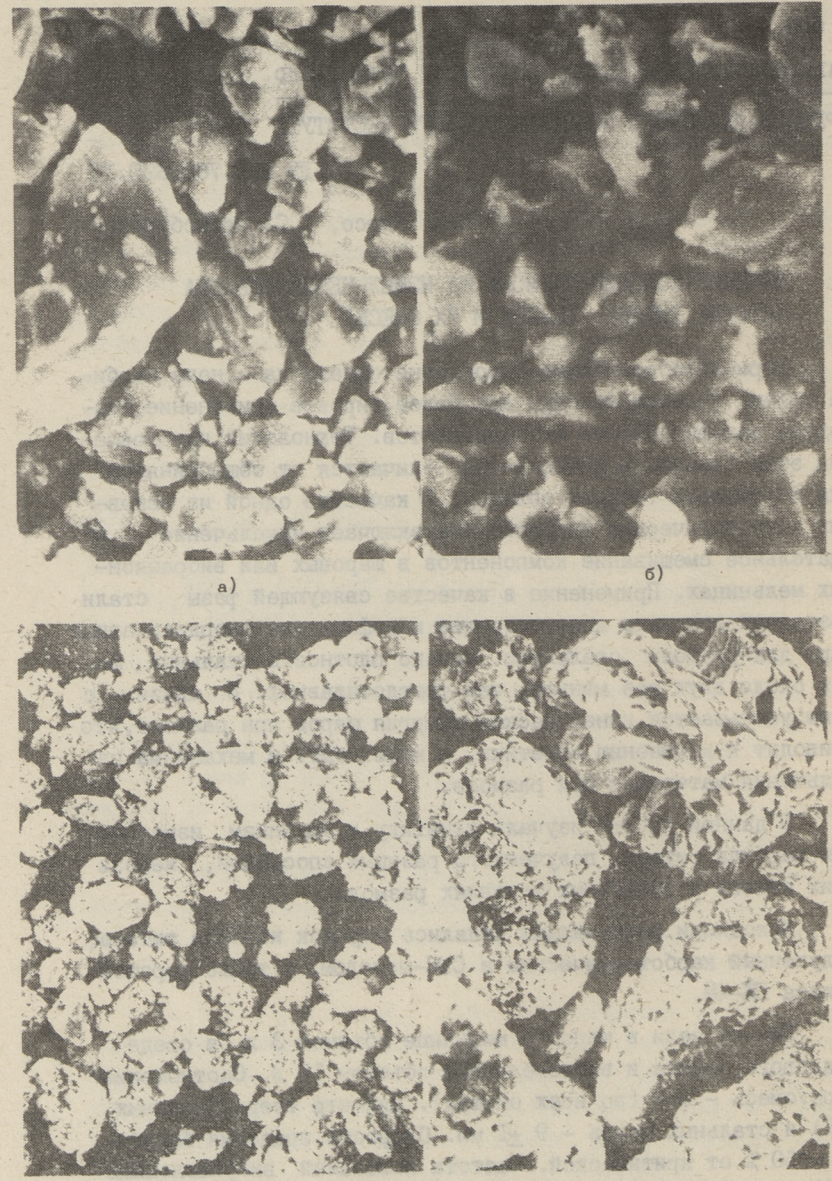
Термообрабатываемые порошковые сплавы на основе карбида титана и стали находят все более широкое применение, благодаря недефицитности их компонентов. Технология изготовления этих сплавов в принципе не отличается от общепринятой для порошковых твердых сплавов. В качестве одной из основных технологических операций она включает измельчение и тщательное смешивание компонентов в шаровых или вибрационных мельницах. Применение в качестве связующей фазы стали позволяет заменить дорогостоящие и дефицитные твердосплавные шары для размола стальными. Однако плотность стальных шаров около двух раз меньше, чем твердосплавных. В связи с этим уменьшается кинетическая энергия шаров при размоле, что приводит к изменению кинетики, а может быть и механизма измельчения материала при размоле.

В данной работе изучали кинетику и механизм измельчения карбида титана, полученного разными способами, железа и их смесей в различных условиях размола.

Исходными материалами являлись порошок карбида титана, полученный карботермическим и СВС-методом, а также порошок железа ПЖ-4М.

Размол вели в шаровой мельнице объемом 3 л в среде этилового спирта и вибромельнице объемом 10 л. Соотношение шары:смесь - 6:1 (во всех опытах). Диаметр твердосплавных (ВК) и стальных шаров - 9 ±1 мм. Скорость вращения барабана - 60 % от критической. Частота колебаний вибромельницы - 50 кол. в секунду. Амплитуда - 5 мм. Пробы шихты весом 10 г брали через 3, 6, 12, 24, 48 и 96 ч.

Морфологию частиц исследовали на растровом микроскопе BS-300. Удельная поверхность определялась по методу БЭТ на



Фиг. 1. Морфология частиц карбида титана и железа: а) карботермический TiC (х 5000), б) СВС-карбид (х 10000), в) частицы железа (х 200), г) частицы железа (х 1000).

приборе "Сорбтометр EMS-3I". Методика исследования подробно описана в работе [I].

Исследование морфологии частиц порошка титана, полученного карботермическим и СВС-методом, показало, что исходные карбидные частицы имеют относительно круглую форму с гладкой поверхностью (фиг. I а,б). Основная часть частиц карбида титана, полученного карботермическим методом, составляет 2-I2 мкм, а у СВС-карбида I-8 мкм.

Частицы порошка железа имеют губчатую структуру с величиной 50-I50 мкм (фиг. I в,г). Исследования показали, что механизм размола зависит от свойств измельчаемого материала. У таких хрупких материалов, как карбид титана, основная часть передаваемой шарами энергии затрачивается на упругую деформацию и образование новых поверхностей. У пластичных материалов, как железо, энергия расходуется на повышение количества внутренних дефектов и изменение формы частиц, а не на диспергирование.

Процесс измельчения частиц карбида титана в шаровых мельницах можно условно разделить на две стадии. На первой стадии размола происходит прямое разрушение карбидных частиц (до I2 ч). Наряду с магистральной трещиной, проходящей сквозь частицы, в перенапряженном хрупком материале образуется большое количество мелких микротрещин. Этим можно объяснить возникновение большого количества мелких осколков размером 0,05-0,2 мкм уже после I2-часового размола, фиг. 2. Как правило, в порошке отсутствуют крупные карбидные частицы (>5 мкм), которые присутствовали в исходном порошке карбида титана. Очевидно, крупные частицы измельчаются в первую очередь, поскольку они выступают из основной массы порошка и, попадая между перекатывающимися шарами, принимают основную нагрузку. На этой стадии размола механизм измельчения не зависит от типа карбида и размольных шаров.

На второй стадии размола ($>$ I2 ч) происходит истирание и измельчение осколков. После 96-часового размола твердосплавными шарами средняя величина карбидных осколков составляет 0,I4 мкм для карботермического карбида титана и 0,I2 мкм для карбида титана, полученного методом СВС (фиг. 3). Самые крупные осколки не более I,0 мкм.



Фиг. 2. Морфология частиц карбида титана после 12-часового размола (х 5000).

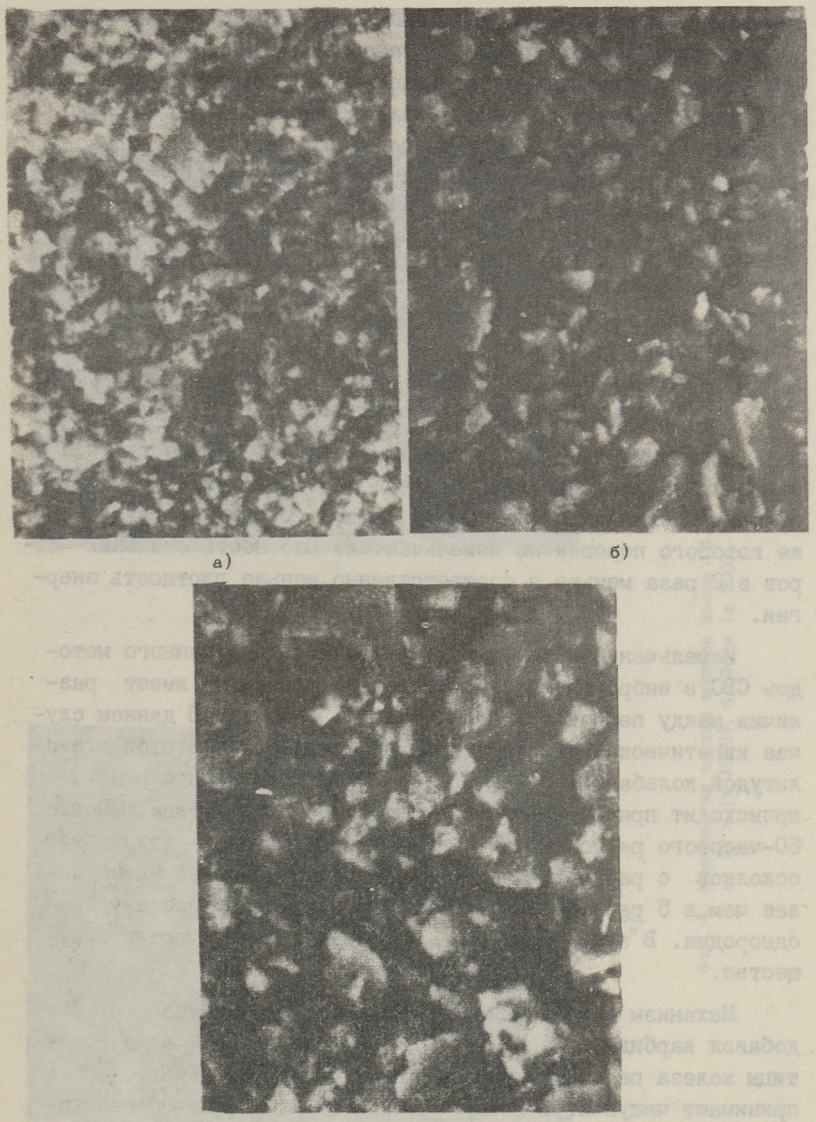
Иначе измельчается порошок карбида титана на второй стадии при размоле стальными шарами. После 96-часового размола величина осколков очень неравномерна. Наряду с очень тонкой фракцией в большом количестве присутствуют осколки до 2,5 мкм. Очевидно, кинетической энергии недостаточно для разрушения осколков прямым ударом и единственным механизмом измельчения является истирание и усталостное разрушение.

Согласно закону Кирпичева-Кика для разрушения идеально хрупкого тела объемом V требуется затратить энергию U_0 [2]

$$U_0 = \frac{П}{2E} V, \qquad (I)$$

где П - предел прочности;
E - модуль Юнга.

Если возникающая при ударе шаром нагрузка меньше предела прочности, то разрушения частицы не происходит и после разгрузки полученная ею энергия диссипирует, однако не вся. Малая ее часть накапливается в материале, вызывая за-



Фиг. 3. Морфология частиц карбида титана после 96-часового размола: а) карботермический TiC, б) СВС-карбид, в) СВС-карбид, размолотый стальными шарами.

рождение и передвижение дислокации, что приводит к возникновению усталостных трещин. Усталостные процессы требуют длительного циклического воздействия и этим можно объяснить присутствие в порошке осколков, претерпевших только один акт разрушения. При размоле необходимо учесть масштабное упрочнение материалов при уменьшении размеров согласно формуле

$$P = P_0(1 + \kappa d^{-1}), \qquad (2)$$

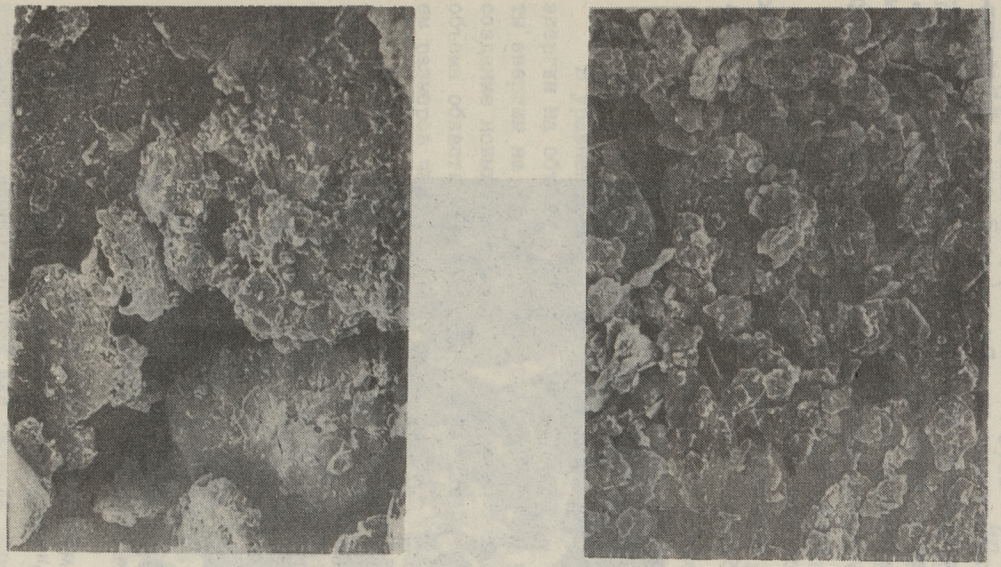
где P - прочность частицы;
P_0 - прочность массивных образцов;
d - диаметр частицы;
κ - постоянная, зависящая от конкретных условий разрушения и свойств материала.

Из формул (I) и (2) вытекает, что в величине плотности энергии, которую измельчитель передает измельчаемому порошку в единичном акте разрушения, существует предел, ниже которого порошок не измельчается. Плотность стальных маров в 2 раза меньше и соответственно меньше плотность энергии.

Измельчение порошка карбида титана, полученного методом СВС в вибромельнице со стальными шарами не имеет различия между первой и второй стадией размола. В данном случае кинетическая энергия шаров определяется частотой и амплитудой колебаний. Очевидно, при выбранном режиме работы происходит прямое разрушение частиц карбида титана. После 60-часового размола в порошке имеется большое количество осколков с размерами, отличающимися от основной массы более чем в 5 раз. Смесь по гранулометрическому составу неоднородна. В этом отношении шаровые мельницы имеют преимущество.

Механизм измельчения пластичных частиц железа без добавок карбида титана имеет иной характер. Губчатые частицы железа первоначально практически не измельчаются, а принимают чешуйчатую форму (фиг. 4). Лишь после перенаклепа возникают трещины и отделяются мелкие чешуйки. Последние могут при последующих ударах вновь соединяться и образовывать конгломераты.

Механизм измельчения твердосплавных смесей включает хрупкое измельчение частиц карбида титана и пластическое



а) б)

Фиг. 4. Морфология частиц железа после 12- и 96-часового размола:
а) 12 ч (х 1000), б) 96 ч (х 200).

деформирование частиц железа. В начальной стадии размола часть мелких карбидных частиц и их осколков вбиваются в пластичные железные частицы. Эти карбидные частицы при дальнейшем размоле практически не измельчаются из-за демпфирующего эффекта пластичного железа. Эффект "амортизатора" наблюдался при размоле карбидовольфрамо-кобальтовой смеси [3, 4]. Очевидно, наличие большого количества пластической фазы "амортизирует" ударные импульсы шаров в такой мере, что энергии падающего шара недостаточно для прямого разрушения карбидных частиц. Даже после 96-часового размола в смеси можно наблюдать неразрушенные карбидные частицы (фиг. 5). Их количество тем больше, чем выше содержание пластичной фазы.



Фиг. 5. Морфология частиц смеси 30 % TiC – 70 % Fe после 12-часового размола (х 5000).

Таким образом, кинетика измельчения порошков зависит от многих факторов, таких как: состав смесей, плотность размольных тел, диаметр барабана и т.д. Зависимость между дисперсностью измельчаемых твердых тел и затратами энергии на процесс измельчения называется законом измельчения. Физическая сущность процесса измельчения наиболее характерно опи-

сывается формулой [2]

$$d\varepsilon = \frac{9be}{a}\frac{dS}{S} + \left(\frac{3b\beta l+\gamma}{a}+\sigma\right)dS - \frac{b\beta l^2}{4a}SdS, \qquad (3)$$

где $\frac{dS}{S}$ – изменение удельной поверхности при размоле;

β – плотность энергии пластических деформаций;

γ – поверхностная плотность работы сил трения и энергия образования и разрушения агрегатов;

σ – свободная энергия единицы поверхности;

b – объемный фактор формы;

e – толщина деформируемого слоя, не зависящая от размеров частиц;

a – постоянная, не зависящая от размеров разрушаемого тела;

$d\varepsilon$ – затраты энергии при размоле.

В уравнении первый член представляет собой затраты энергии на объемное деформирование частиц, второй – затраты энергии на неупругие деформации, работу сил трения и создание новых поверхностей, третий учитывает изменение объема области пластических деформаций в связи с изменением размеров частиц.

Уравнение не годится для практических расчетов. Поэтому в настоящее время предлагают экспериментально найденные закономерности измельчения, которые выражают прирост удельной поверхности $S - S_0$ в виде некоторой временной функции $f(t)$

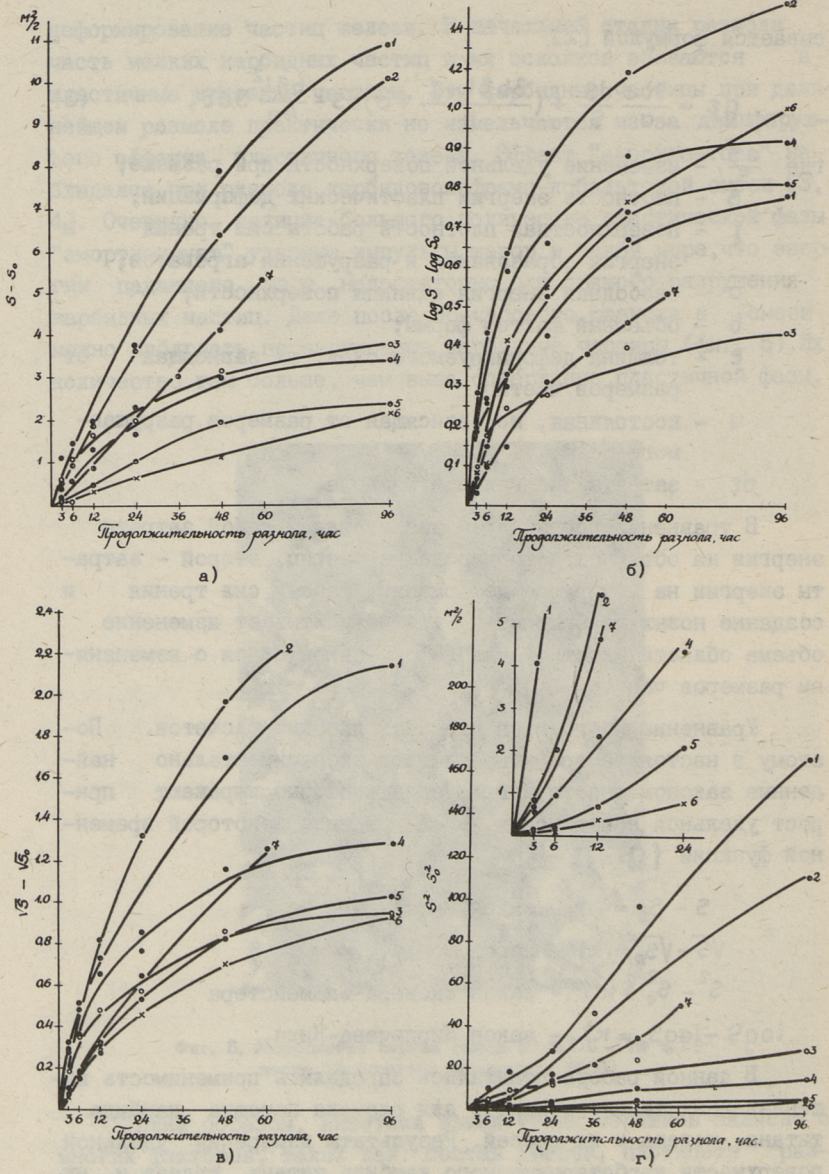
$S - S_0 = kt$ – закон Риттингера

$\sqrt{S} - \sqrt{S_0} = kt$ – закон Бонда

$S^2 - S_0^2 = k^2 t$ – закон Экснера-Фишмейстера

$\log S - \log S_0 = kt$ – закон Кирпичева-Кика.

В данной работе попытались определить применимость вышеназванных закономерностей для размола порошка карбида титана, железа и их смесей. Результаты измерения удельной поверхности карботермического карбида титана, железа и их смесей приведены в таблице. Результаты измерений удельной поверхности карбида титана, полученного СВС-методом и размолотого твердосплавными и стальными шарами приведены в работе [5].



Фиг. 6. Кинетика измельчения порошков при размоле: а) по Риттингеру, б) по Кирпичеву–Кику, в) по Бонду, г) по Экснеру–Фишмейстеру.

1. TiC (СВС), ВК6 шары; 2. TiC (углетермический), ВК6 шары; 3. TiC (СВС), Fe – шары; 4. TiC – 30 % Fe, ВК6 шары; 5. TiC – – 70 % Fe, ВК6 шары; 6. Fe, ВК6 шары; 7. TiC (СВС), Fe – шары, вибромельница.

Таблица

Изменение удельной поверхности (S, $м^2/г$) в зависимости от времени размола

Серия размола, ч	TiC	70%TiC-30%Fe	30%TiC-70%Fe	Fe
0	0,56	0,47	0,436	0,26
3	I,07	0,9	0,5I0	0,3I5
6	I,54	I,I04	0,598	0,332
I2	2,45	I,84	0,94I	0,685
24	4,34	2,I6	I,488	0,9I9
48	6,92	3,47	2,4I9	I,543
96	I0,63	3,86	2,8I0	2,606

Табличные данные представлены графически (фиг. 6) и сравнены с вышеприведенными закономерностями. Несмотря на значительные рассеяния экспериментальных точек, можно заключить, что измельчение в шаровых мельницах лучше всего подчиняется закону Экснера-Фишмейстера (экспериментальные точки хрупких материалов с достаточной точностью лежат на прямой линии). Законы Риттингера и Кирпичева-Кика удовлетворительно характеризуют начальную стадию размола (до I2 ч), когда преобладает прямое разрушение частиц карбида титана. На второй стадии, когда увеличение удельной поверхности связано с измельчением осколков частиц, эти закономерности непригодны. Увеличение удельной поверхности при виброразмоле подчиняется закону Риттингера.

Таким образом, результаты по исследованию кинетики размола подтверждают предложенные нами механизмы измельчения.

Выводы

I. Механизм измельчения зависит от пластичности измельчаемого материала, от типа измельчения и шаров.

2. Карбид титана, полученный карботермическим и СВС-методом, не отличается друг от друга по кинетике и механизму измельчения.

3. При размоле гетерогенных смесей происходит шаржирование твердых карбидных частиц в пластичную фазу, которая препятствует их разрушению.

4. Рост удельной поверхности порошка при размоле в шаровой мельнице может быть описан формулой Экснера-Фишмейстера, а при размоле в вибромельнице - законом Риттингера.

Литература

I. Аренсбургер Д.С., Пирсо Ю.Ю. Кинетика и механизм измельчения карбидохромоникелевой смеси при размоле. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1982, № 531, с. 37-46.

2. Ходаков Г.С. Физика измельчения. М., Наука, 1972. 308 с.

3. Изменение дисперсности и структуры частиц порошков кобальта и смесей WC- 20 % CO при размоле / Т.В. Малютина, Т.Б. Горбачева, И.Н. Чапорова, Ю.В. Гостев. - Порошковая металлургия, 1983, № 10, с. 5-10.

4. Влияние размола смесей WC- Co на формирование тонкой структуры связующей фазы вольфрамокобальтовых твердых сплавов / Т.Б. Горбачева, Т.В. Малютина, И.Н. Чапорова, Ю.В. Гостев, Л.В. Сычева, Л.А. Усова.-Изв. СО АН СССР. Сер. хим. наук, 1983, № 12/5, с. 74-78.

5. Кюбарсепп Я.П., Пирсо Ю.Ю., Аренсбургер Д.С. Технология и свойства сплавов TiC-сталь, изготовленных из карбида титана, полученного СВС-методом. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1984, № 566, с. 3-8.

J. Pirso, D. Arensburger

The Kinetics and Mechanism of Milling Titanium Carbide and Iron Powders

Summary

A description of the processes occurring during the wet milling of titanium carbide and iron powders has been given. The scanning electron microscope was used to examine directly titanium carbide and iron particles before and after milling.

For grinding titanium carbide powder a number of empirical laws were proposed, but these did not yield good agreement with experimental results.

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762.5

Ю.Ю. Пирсо, С.М. Летунович

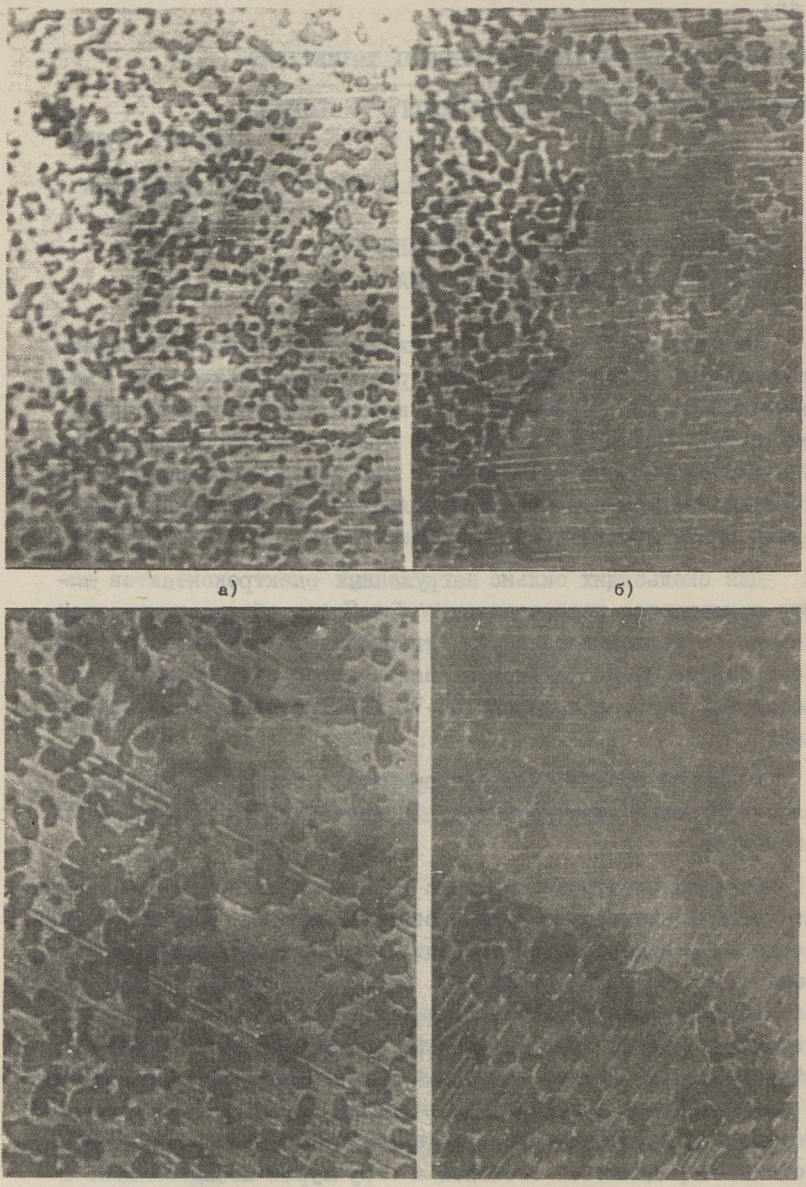
ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ПОРОШКОВОГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО МАТЕРИАЛА

От материалов для скользящих электроконтактов требуется обладание совокупностью электро- и теплофизических, механических и др. характеристик, иногда даже противоречивых друг другу. Такие противоречивые требования могут удовлетворить композиционные материалы, в частности, псевдосплавы, получаемые методом порошковой металлургии. В них можно реализовать самые лучшие свойства обеих фаз.

Для скользящих сильно нагруженных электроконтактов широко применяются псевдосплавы W–Cu. Сплав обладает высокой электро- и теплопроводностью, твердостью и механической и электроэрозионной стойкостью. Недостатком этих сплавов является то, что они содержат 50–70 % остродефицитного вольфрама.

В данной работе была предпринята попытка разработать безвольфрамовый электроконтактный материал для сварочных наконечников.

Основой электроконтактного материала была выбрана медь, как хороший электро- и теплопроводный металл. Для повышения твердости и износостойкости медь упрочняли частицами карбида хрома от 20 до 50 % (по массе). Выбор карбида хрома обоснован его удовлетворительной смачиваемостью при жидкофазном спекании с медью. Угол смачивания можно уменьшить введением добавок никеля. Другой возможный упрочнитель – карбид титана, не смачивается с жидкой медью и сплавы остаются пористыми. Электро- и теплофизические, механические и эксплуатационные свойства определяются составом и структурой псевдосплава. В связи с этим исследовали влияние содержания карбида хрома и никеля на структуру, твердость, предел текучести, износостойкость и электропроводность псевдосплава.



Фиг. 1. Структуры некоторых псевдосплавов: а) Cu – 20 % Cr_3C_2, б) Cu – 30 % Cr_3C_2, в) Cu – 40 % Cr_3C_2, г) Cu – 50 % Cr_3C_2.

Порошок карбида хрома и никеля размалывали в шаровой мельнице в течение 48 часов по режимам, общепринятым в твердосплавном производстве [I]. Затем шихту просеивали и смешивали с порошком меди. Порошок прессовали и спекали в вакууме при температуре 1250 °С в течение 30 минут.

Структура некоторых исследованных сплавов приведена на фиг. I. На ней видно, что состав сплава оказывает влияние на его структуру. С увеличением содержания карбида хрома и никеля величина карбидных зерен в сплаве увеличивается. Это свидетельствует о том, что во время жидкофазного спекания существует два механизма роста карбидных зерен: механизм коалесенции и механизм перекристаллизации через жидкую фазу. С увеличением содержания карбидной фазы растет вероятность соприкосновения карбидных частиц между собой и в результате этого происходит их срастание.

С увеличением содержания никеля в сплаве увеличивается растворимость карбида хрома в жидкой фазе и в результате ускоряется процесс роста карбидных зерен по механизму перекристаллизации через жидкую фазу.

Твердость и предел текучести при сжатии являются характеристиками, которые обычно коррелируют с износостойкостью при трении и описывается формулой

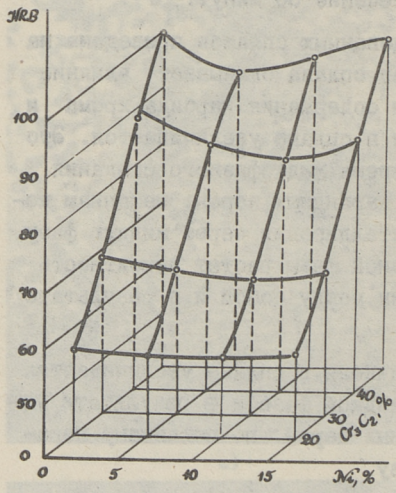
$$W = \kappa N/H, \qquad (I)$$

где W - износ материала;
N - нормальная нагрузка;
H - твердость материала;
κ - постоянный коэффициент.

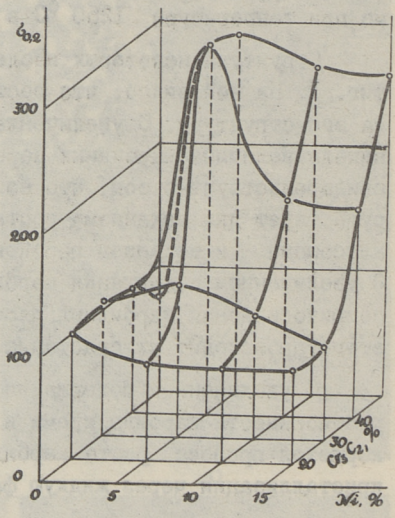
С увеличением содержания карбида хрома твердость и предел текучести сплава увеличиваются (фиг. 2 и 3). Никель не оказывает существенного влияния на твердость и предел текучести сплавов. Значительное повышение предела текучести достигается в сплавах с содержанием более 30 % карбида хрома. По-видимому, при таком содержании карбида образуются области непрерывного карбидного каркаса, которые принимают внешнюю нагрузку.

Для электрических скользящих контактов характерно два основных вида изнашивания: механическое, обусловленное процессами трения, и электрическое, обусловленное воздействием

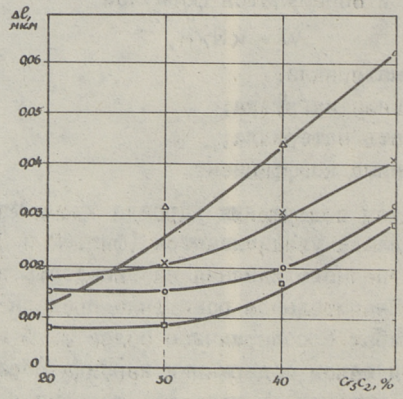
электрического тока на материалы. Установлено, что механическое изнашивание проявляется в скользящих контактах в тех же формах, что и в обычных парах трения [2]. Однако испыта-



Фиг. 2. Твердость псевдосплавов $Cu-Cr_3C_2-Ni$.



Фиг. 3. Предел текучести псевдосплавов $Cu-Cr_3C_2-Ni$.



Фиг. 4. Износостойкость псевдосплавов $Cu-Cr_3C_2-Ni$.
o – без Ni; × – 5 % Ni; Δ – 10 % Ni;
□ – 15 % Ni.

ние сплавов $Cu-Cr_3C_2-Ni$ на механический износ дало неожиданный результат (фиг. 4). Испытание материалов провели

на специальной установке по трехточечной торцевой схеме трения. Контртелом являлась Ст.3. Испытания показали, что механический износ не коррелирует с твердостью и пределом текучести, как это наблюдается у компактных дисперсионно-твердеющих материалов. Очевидно, изнашивание сплавов с гетерогенной структурой имеет более сложный характер. По-видимому, в сплавах с 40 и 50 % Cr_3C_2 происходит хрупкое выкрашивание карбидных зерен. Последние могут сами вызывать абразивный износ.

Из сплава с 30 % карбида хрома были изготовлены мундштуки для сварочных автоматов и испытывались на стенде в ПО "Атоммаш"[I]. Режимы испытания были выбраны близкими к эксплуатационным.

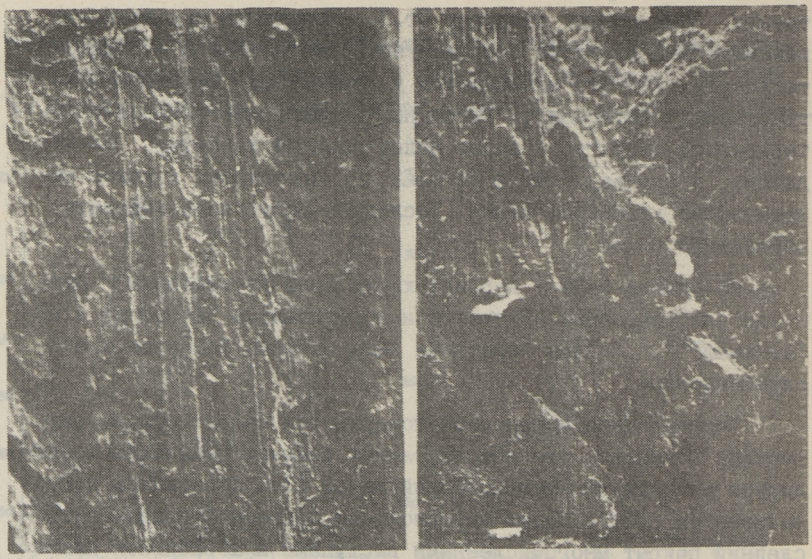
Исследование изношенной поверхности на растровом микроскопе показало, что при выбранных режимах испытания превалирует молекулярно-механический износ [3]. Абразивный износ вызывается выступающими неровностями сварочной проволоки. Последний покрыт многочисленными выступами и абразивной пылью (фиг. 5).



Фиг. 5. Морфология поверхности проволоки (х 4000).

Выступы и абразивные частицы, в том числе твердые окислы железа, оставляют борозды в контактной поверхности. На ней так-

I) Испытания на стенде провел инж. Ю.Б. Егоров (ПО "Атоммаш").



а) б)

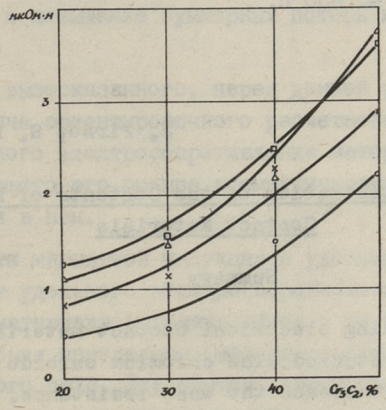
в)

Фиг. 6. Изношенная поверхность электроконтакта: а) х 150, б) х 400, в) х 4000.

же заметны следы схватывания, т.е. следы катастрофической стадии адгезионного износа (фиг. 6).

Изучение механизма износа показывает, что мелкие карбидные зерна не способны препятствовать пластической деформации на контактной поверхности. Из-за низкой прочности межфазовых границ они легко выкрашиваются. По-видимому, именно по этой причине сплавы, содержащие 40 и 50 % Cr_3C_2, изнашиваются интенсивнее, несмотря на то, что их твердость и предел текучести выше.

По-видимому, значительное повышение износостойкости может быть достигнуто путем повышения противозадирных свойств сплава и увеличения прочности связи между матрицей и карбидной фазой. Электропроводность является вторым важным фактором, который оказывает существенное влияние на качество сварки. При больших сопротивлениях контакты нагреваются, окисляются и повышается вероятность отрыва электрической дуги. Известно, что введение любых легирующих добавок повышает электросопротивление меди [4]. Удельное электросопротивление меди составляет I,75, никеля - I0, карбида хрома - 75 мкОм.см. Добавка в медь только 2 мас.% Ni ухудшает ее проводимость в 6 раз [5].



Фиг. 7. Электросопротивление псевдосплавов Cu - Cr_3C_2 - Ni.

На основе проведенного исследования можно заключить, что самым оптимальным является сплав на медной основе, содержащий 20–30 % карбида хрома. Испытания на испытательном стенде в ПО "Атоммаш" показали, что они по сроку службы не уступают импортным электроконтактам фирмы "ESAB", которые в настоящее время применяются в объединении на сварочных автоматах.

Литература

1. Третьяков В.И. Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов. М., Металлургия, 1976. 528 с.

2. Мышкин Н.К. Трибологические аспекты использования электрических контактов. – Трение и износ, 1984, т. У, № I, с. 34–42.

3. Крагельский И.В. Трение и износ. М., Машиностроение, 1968. 480 с.

4. Спеченные материалы для электротехники и электроники. Справочное издание/ Гнесин и др. М., Металлургия, 1981. 344 с.

5. Самсонов Г.В., Упадхая Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. Киев, Наукова думка, 1974. 455 с.

J. Pirso, S. Letunovitch

The Optimization of the Contents of Electrical Contact Materials

Summary

The sliding electrical contact materials on the base of copper are studied. The chromium carbide and nickel have been added to increase the wear-resistance. The materials have been made by compacting the mixed powders and sintering. The mechanism of wear has been studied on the scanning electron microscope.

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:621.318

Р.А. Сиймар, А.А. Лаансоо,
У.Ю. Рандмер, В.Я. Лийман

МАГНИТОМЯГКИЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ МАГНИТОПРОВОДОВ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Магнитопроводы некоторых устройств, например, индукционных насосов, работают при повышенных температурах, достигающих 300 °С. Диаметр таких магнитопроводов превышает часто 100 мм. В таких крупногабаритных магнитопроводах в переменном поле промышленной частоты 50 Гц индукционируются вихревые токи, оказывающие размагничивающее действие. При недостаточно высоком удельном электросопротивлении материала магнитопровода, в результате действия сильных вихревых токов, может проявиться эффект неполного промагничивания магнитопровода. Это вызывает уменьшение магнитного потока в магнитопроводе и повышение суммарных потерь на перемагничивание.

Исходя из вышесказанного, перед данной работой была поставлена задача ориентировочного расчетного определения величины удельного электросопротивления материала сердечника, обеспечивающего его полное промагничивание и небольшие вихревые потери в нем.

Зависимости магнитной индукции и удельных потерь перемагничивания от удельного электросопротивления и магнитной проницаемости материала магнитопровода и от его геометрических размеров были определены дифференциальными уравнениями электромагнитного поля. Для случая цилиндрических магнитопроводов они имеют аналитические решения, которые нами были заимствованы из источника [1].

Отношение усредненной по всей площади магнитопровода магнитной индукции B_{mcp} к магнитной индукции на поверхно-

сти магнитопровода B_{mo} нами было вычислено по формуле

$$\frac{B_{mcp}}{B_{mo}} = \frac{\sum_{i=1}^{i=n}\left[I_0(\sqrt{j}\,Z_i) + I_0(\sqrt{j}\,Z_{i-1})\right](r_i^2 - r_{i-1}^2)}{2a\,I_0(\sqrt{j}\,a)}, \qquad (I)$$

где $I_0\sqrt{j}\,Z_i$ – модифицированная функция Бесселя первого порядка от комплексного аргумента $\sqrt{j}\,Z_i$,

r_i – радиус i-го цилиндрического слоя магнитопровода,

a – внешний радиус магнитопровода.

При этом

$$Z_i = \frac{r_i\sqrt{2}}{\delta} \quad \text{и} \quad \delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi f \mu_a}}, \qquad (2)$$

где δ – глубина проникновения электромагнитного поля в среду магнитопровода;

ρ – удельное электросопротивление материала магнитопровода;

μ_a – абсолютная магнитная проницаемость материала магнитопровода;

f – частота перемагничивания магнитопровода.

Для вычисления потерь от вихревых токов нами была использована формула

$$P_b = H_{mo}^2 \rho \frac{\pi Z}{\sqrt{2}} f(Z), \qquad (3)$$

где

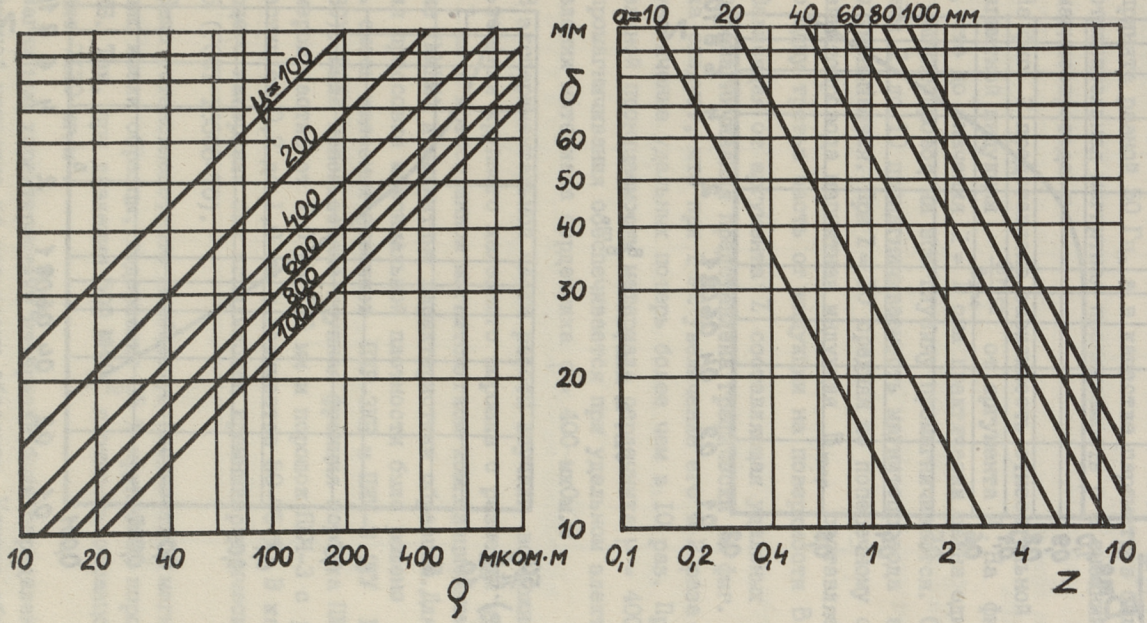
$$f(Z) = \frac{ber_1 Z(berZ + bei\,Z) + bei_1 Z(berZ + bei\,Z)}{ber^2 Z + bei^2 Z}, \qquad (4)$$

где $ber\,Z$ и $bei\,Z$ – соответственно реальная и мнимая части модифицированной функции Бесселя первого рода нулевого порядка от комплексного аргумента $\sqrt{j}\,Z$,

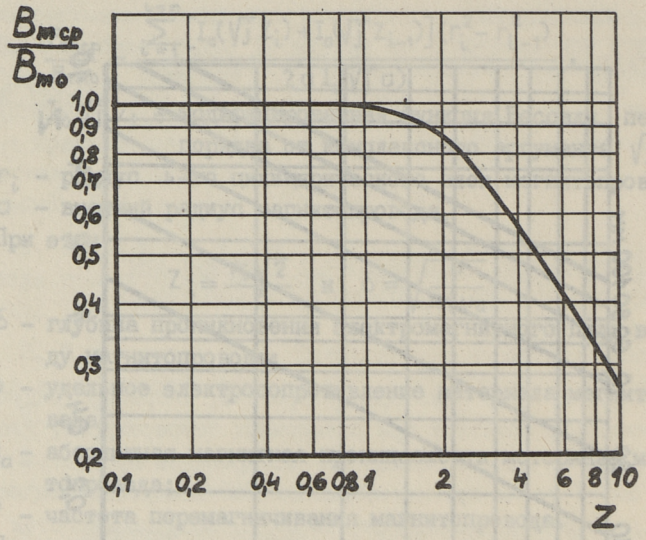
$ber_1 Z$ и $bei_1 Z$ – соответственно реальная и мнимая части модифицированной функции Бесселя первого рода первого порядка от комплексного аргумента $\sqrt{j}\,Z$, $\left(Z = \frac{a\sqrt{2}}{\delta}\right)$,

H_{mo} – амплитудное значение напряженности магнитного поля у поверхности магнитопроводов.

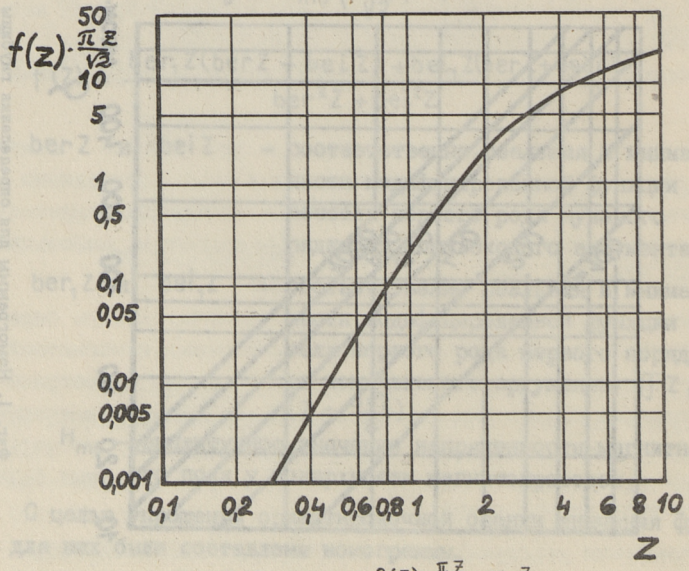
С целью упрощения ориентировочной оценки значения функции для них были составлены номограммы.



Фиг. 1. Номограммы для определения глубины проникновения δ по ρ и μ и параметра z



Фиг. 2. Диаграмма $\frac{B_{mcp}}{B_{mo}}$ от z.



Фиг. 3. Диаграмма $f(z)\cdot\frac{\pi z}{\sqrt{2}}$ от z.

Глубина проникновения электромагнитного поля в магнитопроводе δ и параметр Z могут быть определены по номограммам на фиг. I. При их составлении частота перемагничивания была принята равной 50 Гц, а в качестве параметров были приняты относительная магнитная проницаемость μ и внешний радиус магнитопровода a.

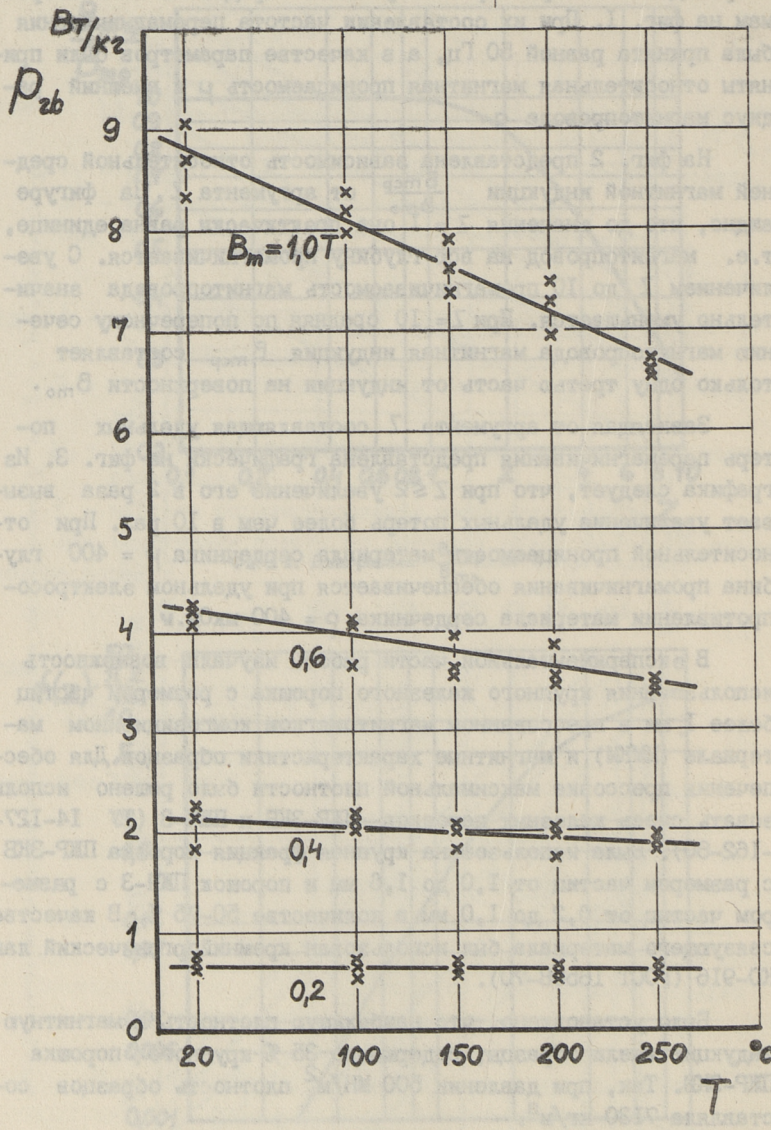
На фиг. 2 представлена зависимость относительной средней магнитной индукции $\frac{B_{mcp}}{B_{m0}}$ от аргумента Z. На фигуре видно, что до значения $Z = I$ она практически равна единице, т.е. магнитопровод на всю глубину промагничивается. С увеличением Z до I0 промагничиваемость магнитопровода значительно уменьшается. При Z= I0 средняя по поперечному сечению магнитопровода магнитная индукция B_{mcp} составляет только одну третью часть от индукции на поверхности B_{m0}.

Зависящая от аргумента Z составляющая удельных потерь перемагничивания представлена графически на фиг. 3. Из графика следует, что при $Z \leq 2$ увеличение его в 2 раза вызывает увеличение удельных потерь более чем в I0 раз. При относительной проницаемости материала сердечника μ = 400 глубина промагничивания обеспечивается при удельном электросопротивлении материала сердечника ρ = 400 мкОм.м

В экспериментальной части работы изучали возможность использования крупного железного порошка с размером частиц более I мм в прессованном магнитомягком композиционном материале (ММКМ) и магнитные характеристики образцов. Для обеспечения прессовке максимальной плотности было решено использовать смесь железных порошков ПЖР-3КБ и ПЖЧ-3 (ТУ I4-I27--I62-80). Была использована крупная фракция порошка ПЖР-3КБ с размером частиц от I,0 до I,6 мм и порошок ПЖЧ-3 с размером частиц от 0,2 до I,0 мм в количестве 50-75 %. В качестве связующего материала был использован кремнийорганический лак К0-9I6 (ГОСТ I6508-70).

Было установлено, что наибольшую плотность и магнитную индукцию имели образцы, содержащие 35 % крупного порошка ПЖР-3КБ. Так, при давлении 500 МН/м^2 плотность образцов составляла 7I30 кг/м^3.

Магнитные характеристики материала были определены по стандартной методике на кольцевых образцах. Нагрев образцов в интервале температур I00-250 ^{0}С был осуществлен в шахтной



Фиг. 4. Удельные потери на перемагничивание ММКМ на базе кремнийорганического лака КО-916 в зависимости от магнитной индукции и температуры испытания.

электропечи СШОЛ-I.I.6 I2-М3-У4.2, оснащенной приспособлением для крепления образцов. Температура образцов определялась термопарой.

Магнитные испытания при температуре I00-250 °С показали, что магнитная индукция прессованного материала от температуры практически не зависит, а удельные потери на перемагничивание с повышением температуры от 20 до 250 °С уменьшаются примерно на 20 % (фиг. 4).

Зависимость между удельными потерями $P_{2\delta}$ и магнитной индукцией B_m и температурой T при прессованном материале можно описать следующей эмпирической формулой:

$$P_{2\delta} = 8{,}8\, B_m^{1{,}5} - 0{,}009 B_m^2 (T-20), \qquad (5)$$

где B_m – амплитудные значения магнитной индукции, определенные при температуре $T = 20$ °С.

Было установлено, что с ростом рабочей температуры уменьшаются как вихревые, так и гистерезисные потери.

Литература

I. Вайнберг А.М. Индукционные плавильные печи. М.-Л., Государственное энергетическое издательство, I960. 327 с.

R. Siimar, A. Laansoo, U. Randmer, V. Liiman

Magneticsoft Composition Material (MCM) Used For Magnetic Cores at Elevated Temperatures

Summary

Magnetic cores of some electric machines must do a job at temperatures up to 300 °C. In this paper the qualities and behaviour of MCM are studied at temperatures higher than usual.

It appeared that MCM must have a great electric resistance for magnetization throughout the magnetic core.

Measurements of magnetic characteristics are realized at temperatures in the range of 100... 250 °C.

It was observed that magnetic induction did not depend on temperature, the loss of remagnetization going down with rising temperature.

№ 604
TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED
ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
УДК 621.762:669.018.58:669.12

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

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ ПРОЧНОСТИ МАГНИТОМЯГКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Магнитомягкие композиционные материалы (ММКМ) на основе железного порошка и изолирующе-связующего вещества (полимера или окислов), изготовленные методом порошковой металлургии, относятся к группе хрупких поликристаллических материалов. При изучении механических характеристик таких материалов нужно учесть их сходство с материалами с пористым каркасом и специфические свойства полимерного связующего (уменьшение прочности и долговечности при температурах около 100 ^{0}C, влияние скорости нагружения на прочностные свойства).

Приведенные в литературе механические характеристики ММКМ определены в основном при комнатной температуре и в условиях кратковременных нагружений, которые не соответствуют условиям работы ММКМ в электрических машинах (рабочая температура 80–100 ^{0}C, длительный режим работы).

В первой части данной работы рассматривается влияние среднего диаметра частиц железного порошка на предел прочности при изгибе ММКМ. На основании полученных эмпирических зависимостей и основных положений модели хрупкого материала С.Г. Тресвятского [1], сделана попытка классифицировать разработанный ММКМ. Во второй части работы приводятся методика определения параметров и величина длительной прочности ММКМ.

Использовались распыленный железный порошок ПЖР-3КБ и порошок ПЖЧ-3 производства ПО "Тулачермет". За диаметр частиц был принят средний размер фракции. Использовались также прокатанные железные порошки (чешуйки) с толщиной 60–70 мкм.

В качестве связующего материала был использован эпоксидный компаунд УП-503А в количествах 0,8–1 % или гидролизованный раствор этилсиликата 40 в количестве 0,5 % сухого

остатка. Из композиции железный порошок - связующее прессовали призматические образцы с размерами 50x10x5 мм. Для получения одинаковой пористости использовали прессование до упора.

На фиг. I приведены характерные зависимости прочности при изгибе от среднего диаметра частиц железного порошка. При диаметрах частиц до 0,16-0,2 мм (при использовании обоих связующих) наблюдается некоторое увеличение прочности при изгибе. При дальнейшем увеличении диаметра частиц прочностные свойства материала монотонно уменьшаются. Кривые, полученные по экспериментальным данным, можно описать следующим уравнением:

$$\sigma_u = C_1 - C_2 d^{\frac{1}{m}} - C_3 d^{-\frac{1}{n}}, \qquad (I)$$

где C_1, C_2, C_3 - коэффициенты;

m - показатель степени, характеризующий разупрочнение при увеличении диаметра частиц;

n - показатель степени, характеризующий упрочнение материала.

С увеличением диаметра частиц линейно возрастает толщина связующей пленки на частицах железа, что должно увеличивать прочность материала. Однако уменьшается количество частиц в единице объема материала в третьей степени, что приводит к уменьшению количества контактов между частицами, а следовательно, к снижению прочности. Изменение диаметра частиц влияет также на изменение величины поверхностного контакта между ними. По экспериментальным данным с помощью ЭВМ "Минск-22" методом наименьших квадратов были найдены показатели степени регрессионного уравнения (I), при которых коэффициент корреляции R максимален. Задавались целые значения чисел m и n.

Получены следующие уравнения:

для композиции из равноосного порошка с этилсликатом

$$\sigma_u = 1258 - 576 d^{\frac{1}{4}} - 610 d^{-\frac{1}{9}}, \quad R = 0{,}95, \qquad (2)$$

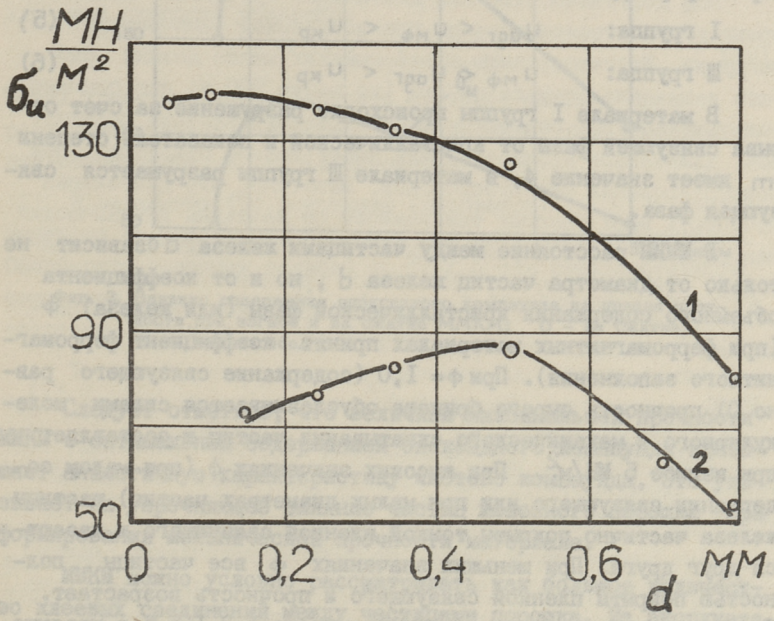
для композиции из равноосного железного порошка с эпоксидным компаундом

$$\sigma_u = 597 - 298 d^{\frac{1}{4}} - 243 d^{-\frac{1}{10}}, \quad R = 0{,}992, \qquad (3)$$

для композиции из чешуйчатого железного порошка с эпоксидным компаундом

$$\sigma_u = 2358 - 937\, d^{\frac{1}{4}} - 1381\, d^{-\frac{1}{9}}, \quad R = 0{,}91, \qquad (4)$$

Можно предположить, что в материале с этилсиликатной связкой разрушение происходит аналогично спеченным материалам, путем разрыва шеек, соединяющих частицы железного порошка [2].



Фиг. 1. Зависимость прочности при изгибе от диаметра частиц железа: 1 – равноосные частицы с 0,5 % этилсиликата, 2 – чешуйчатые частицы с 0,8 % эпоксидного компаунда УП-503А.

Если допустить, что частицы железного порошка имеют форму, близкую к идеально гладким сферам, и они при прессовании деформируются мало, то ММКМ можно рассматривать как модель двухфазного хрупкого материала, предложенную С.Г. Тресвятским.

В таком случае ММКМ состоит из кристаллической фазы диаметром частиц d и прочностью $\sigma_{кр}$. Частицы железа находятся на расстоянии a в материале. Связующая фаза или межфазное вещество имеет предел прочности $\sigma_{мф}$. Предельным зна-

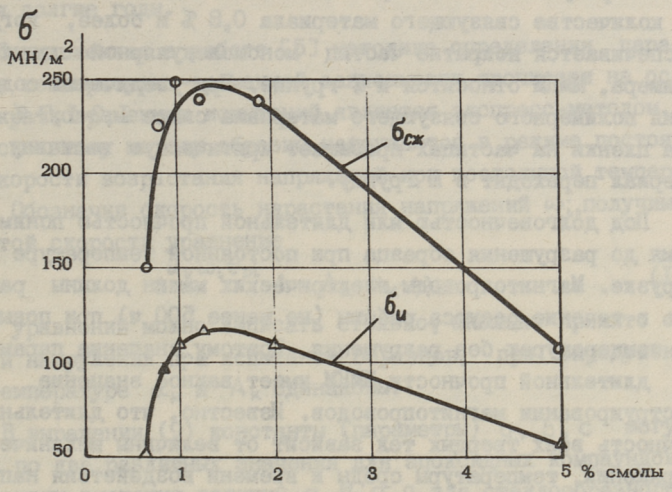
чением $u_{мф}$ является прочность связующего вещества при $a=0$. Символом u_{agr} обозначается прочность связи между кристаллической фазой и связующим материалом (межфазным веществом). Тогда, согласно классификации С.Г. Тресвятского, разработанный ММКМ относится к I или III группе. Каждая группа имеет определенные соотношения между силами связей и определенный характер разрушения. Существуют следующие неравенства:

I группа: $$u_{agr} < u_{мф} < u_{кр} \quad (5)$$

III группа: $$u_{мф} < u_{agr} < u_{кр}. \quad (6)$$

В материале I группы происходит разрушение за счет отрыва связующей фазы от кристаллической и показатель степени m имеет значение 4, в материале III группы разрушается связующая фаза.

В ММКМ расстояние между частицами железа a зависит не только от диаметра частиц железа d, но и от коэффициента объемного содержания кристаллической фазы (или железа) ϕ (при ферромагнитных материалах принят коэффициент ферромагнитного заполнения). При $\phi = 1{,}0$ (содержание связующего равно 0) прочность сырого брикета обуславливается силами молекулярного и механического схватывания частиц и составляет при изгибе 5 МН/м^2. При высоких значениях ϕ (при малом содержании связующего или при малых диаметрах частиц) частицы железа частично покрыты тонкой пленкой связующего и касаются друг друга. При меньших значениях ϕ все частицы полностью покрыты пленкой связующего и прочность возрастает. Действительно, до количества связующего 1,3-1,5 % с увеличением эпоксидного компаунда увеличивается и прочность ММКМ (см. фиг. 2). Разрушение материала при нагружении носит адгезионный характер, т.е. происходит по границе смолы с железом. При дальнейшем увеличении содержания эпоксидного компаунда или кремнийорганического лака [3] прочность ММКМ снижается. Разупрочнение начинается после заполнения пустот между частицами смолой. Так, например, при плотности образцов 6800-7000 кг/м^3 необходимо 1,8-2,3 мас.% эпоксидного компаунда для заполнения всех пор связующим материалом ($\phi = 0{,}9$-$0{,}87$). Пленка связующего материала имеет достаточную толщину, разрушение ММКМ происходит при нагружении по материалу связующего и носит когезионный характер.



Фиг. 2. Влияние содержания эпоксидного компаунда на предел прочности при изгибе и на сжатие ММКМ: ○ – на сжатие, △ – при изгибе.

Следует отметить, что величина максимальной прочности ММКМ с оптимальным содержанием эпоксидного компаунда превышает аналогичную характеристику чистого компаунда. Это указывает на упрочняющее влияние частиц железного порошка при формировании механической прочности материала.

ММКМ можно условно рассматривать как большое количество клеевых соединений между частицами порошка. Из эксплуатации клеевых соединений известно, что с увеличением толщины слоя клея прочность соединения уменьшается [4]. Предполагают, что существенную роль при этом играет так называемый масштабный фактор. С увеличением толщины адгезионного слоя возрастает вероятность существования в нем опасных дефектов, что приводит к разрушению материала при нагружении. Полученные зависимости прочности ММКМ от количества связующего материала можно на основании работы [I] объяснить тем, что при определенном содержании связующего происходит переход материала из одной группы в другую. На примере ситаллов и каменного литья наблюдается разрушение, если ф больше 0,89-0,9. Частицы сближаются настолько, что становится возможным их взаимодействие.

По результатам экспериментов можно сделать вывод, что при количестве связующего материала 0,8 % и более, когда обеспечивается покрытие частиц мономолекулярной пленкой полимера, ММКМ относится к I группе. При увеличении содержания полимерного связующего материала свыше I,3-I,7 % толщина пленки на частицах превышает критическую величину и материал переходит в III группу.

Под долговечностью или длительной прочностью понимают время до разрушения образца при постоянной температуре и нагрузке. Магнитопроводы электрических машин должны работать в течение ресурса работы (не менее 500 ч) при повышенных температурах без разрушения. Поэтому значение параметров длительной прочности ММКМ имеет важное значение при конструировании магнитопроводов. Известно, что длительная прочность всех твердых тел зависит от величины механических напряжений, температуры среды и времени воздействия напряжений. Эта зависимость описывается уравнением долговечности, предложенным С.Н. Журковым и выражающим температурно-временную зависимость прочности твердых тел

$$\tau_p = \tau_0 e^{\frac{u_0 - \gamma\sigma}{kT}}. \qquad (7)$$

Долговечность τ_p, определяемая по этому уравнению, означает время до разрушения образца при постоянном напряжении и температуре.

Для случая изменяющихся во времени напряжений, помимо уравнения (7), необходимо применять принцип линейного суммирования повреждаемостей (Бейли), который имеет вид

$$\int_0^{\tau_p} \frac{dt}{\tau[\sigma(t)]}, \qquad (8)$$

где функция $\tau[\sigma(t)]$ - зависимость типа (I).

После замен, уравнение прочности твердых тел будет иметь вид [5]

$$\ln \tau_p = a + \frac{b}{T} + c\sigma. \qquad (9)$$

Обычно коэффициенты уравнения (7) определяются по результатам прямых экспериментов, где образцы из исследуемого материала нагружаются разными уровнями напряжений и выдерживаются под нагрузкой и при постоянной температуре до разрушения. Таким образом, определяется долговечность об-

разцов по традиционной методике. Такой прямой эксперимент длится долгие годы.

Предложенная в работе [5] методика определения параметров температурно-временной зависимости прочности на основе кратковременных испытаний является экспресс-методом. Согласно этому методу образцы нагружаются в режиме постоянной скорости возрастания напряжений при постоянной температуре. Обозначив скорость нарастания напряжений ω_i, получим для этой скорости уравнение

$$e^{\alpha_к \omega_i \tau_{pi}} - 1 = A_к \cdot \alpha_к \cdot \omega_i . \qquad (10)$$

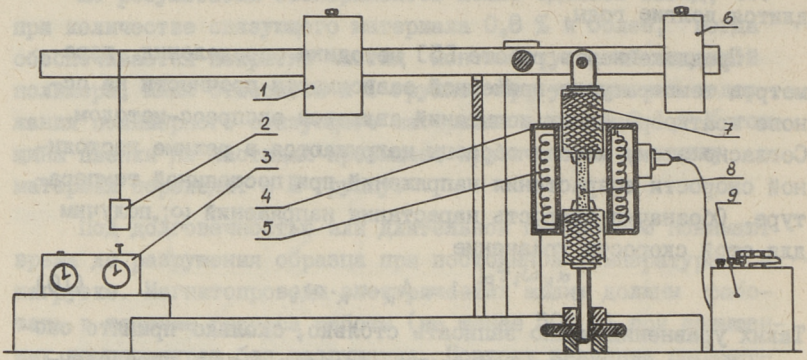
Таких уравнений можно записать столько, сколько принято скоростей нагружения при испытании образцов, при определенной температуре $\alpha_к$ и $A_к$ одинаковы.

В выражении (9) константы (параметры) a, b, c могут иметь по два различных значения для эпоксидных компаундов. Обозначены значения величин a, b, d, q для стеклообразного состояния через a_c, b_c, d_c, q_c и для высокоэластичного состояния через $a_э, b_э, d_э, q_э$ [5].

Таким образом, задача определения параметров температурно-временной зависимости механической прочности ММКМ сводится к определению по опытным данным приведенных параметров a, b, c. Для получения параметров температурно-временной зависимости механической прочности ММКМ использовались призматические образцы, размерами 50x10x5 мм, которые испытывались на растяжение до разрушения по ускоренной методике, а также по традиционной методике. В обоих случаях использовали установку, изготовленную в экспериментальных мастерских ТПИ (фиг. 3).

При ускоренной методике для одной марки композиции изготовляли в одинаковых условиях партию образцов в количестве 48 шт. Партия делилась на 3 группы по 16 образцов. Каждая из этих групп испытывалась на растяжение для разрушения при трех различных скоростях нарастания напряжений: 1) 30 МПа/ч, 2) 100 МПа/ч, 3) 1000 или 2000 МПа/ч. Группа образцов делилась на 4 подгруппы по 4 образца в каждой. Образцы каждой подгруппы испытывались при следующих температурах: 20, 70, 90, 120 °С.

Испытательная установка состоит из рычажного механизма с грузом (для испытаний по длительной методике) или с



Фиг. 3. Схема устройства для определения длительной прочности.

нагружающим устройством (при ускоренной методике) и противовесом, термокамерой, крепежного устройства и рамы.

Температура в термокамере устанавливается с помощью автотрансформатора и проверяется термопарой хромель–копель. Температуры можно регулировать в пределах от 20 до 200 °С.

Испытуемый образец устанавливается в цанговых захватах. Образец прогревается до заданной температуры испытания, температуры образца проверяются термопарой. После этого груз устанавливается на необходимом расстоянии и заводятся шахматные часы. При разрушении образца грузик 2 (фиг. 3) выключает часы. При ускоренной методике вместо груза устанавливается сосуд на конец рычага и уравновешивается рычажная система с противовесом. Нагружение образца с определенной скоростью осуществляется путем постепенного заполнения сосуда водой. Разные скорости нарастания напряжения получаются путем смены жиклеров в конце трубопровода подающей воды. Плечи рычажного механизма выбраны так, чтобы расход воды для получения разных скоростей был следующий: 0,3 мл/с, I мл/с, I0 или 20 мл/с. После разрушения образца вода в сосуде взвешивается и определяется разрушающая нагрузка P_p для данного образца. Предел прочности определяется по формуле:

$$\sigma_в = \frac{P_p}{A}, \text{ мн/м}^2, \qquad (II)$$

где A – площадь поперечного сечения образца.

Данные испытаний заносятся в таблицу, где производятся все необходимые расчеты. По предварительным данным составляется сводная таблица, где приведены: средняя скорость нарастания напряжений по каждой группе, среднее время до разрушения образца данной группы, температура испытаний и среднее значение предела прочности данной группы. По этим данным расчетным путем определяют параметры зависимости (9), решая три системы уравнений типа (I0) [5]. Для обработки экспериментальных данных создана программа ЭВМ I5 ВСМ-5, которая позволяет сразу вычислить параметры a, b, c.

Для материала, в состав которого входят чешуйчатый железный порошок ПЖР-3КБ и эпоксидный компаунд УП-503 в количестве I %, были получены следующие параметры температурно-временной зависимости:

- при температуре 20 °С $\ln\tau_p = 1{,}35\sigma - 24$ (I2)
- при температуре 70 °С $\ln\tau_p = 9\sigma - 33$ (I3)
- при температуре 90 °С $\ln\tau_p = 2{,}4\sigma - 11$ (I4)
- при температуре I20 °С $\ln\tau_p = 42 - 114\sigma$. (I5)

При температурах до 90 °С предел прочности на растяжение практически не изменяется и составляет 23,7 $\pm$3,7 МН/м^2. При температуре I20 °С предел прочности на растяжение значительно ниже и составляет 5,4 $\pm$0,6 МН/м^2. Наверное, это связано с размягчением эпоксидного компаунда при температурах выше 90 °С. Для того, чтобы долговечность магнитопровода из ММКМ составляла 500 часов при I20 °С величина механических напряжений не должна быть выше 0,3 МН/м^2. При такой же нагрузке при 90 °С магнитопровод может работать 3.10^{I8} часов.

Литература

I. Тресвятский С.Г. Структура и прочность хрупких поликристаллических неорганических материалов. – В кн.: Современные проблемы порошковой металлургии. Киев, Наукова думка, I970, с. 269-287.

2. Ткаченко В.Д., Гармаш Е.П. Исследование закономерностей изменения прочности от размера зерна прессовок из металлических и неметаллических порошков. – В сб.: Материалы и изделия, получаемые методом порошковой металлургии. Киев, ИПМ АН УССР, I975, с. 53-56.

3. Ритсо А.Э. и др. Влияние способов изолирования частиц на характеристики магнитомягкого композиционного материала. - Тр. Таллинск. политехн. ин-та, 1984, № 566, с.79-90.

4. Берлин А.А. Основы адгезии полимеров. М., Химия, 1969.

5. Шапников В.М., Кан К.Н., Терентьев В.Ф. Методика определения параметров температурно-временной зависимости механической прочности эпоксидных компаундов.-Тр. ЛИАП, вып. 62, 1969.

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

Some Strength Problems of Magneticsoft Composition Materials (MCM)

Summary

Magnetic cores will do a job when loaded at elevated temperatures. In this paper it is shown that magnetic cores of magneticsoft composition materials, made by the method of powder metallurgy may do a job under such conditions.

The arithmetical mean of the diameter of iron particles exerts an influence on the bending strength of MCM. Some equations of the function of the bending strength are given.

The quantity of the binder agent will exert an influence on the strength of MCM, as shown in the figure. In the end of the paper there are given four longevity equations at different temperatures.

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

Я.П. Кюбарсепп

ПРОБЛЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ TiC-СТАЛЬ

Стойкие против электрохимической коррозии стали, а также стальные связки твердых сплавов должны содержать определенное количество хрома. Однако, как показывает Киффер Р. и сотр. [1], применение хрома в карбидотитановых твердых сплавах должно быть ограничено, поскольку введение более 10 % Cr приводит к повышению хрупкости. Наши исследования подтверждают это: изготовление коррозионностойких высокохромистых сплавов TiC-Fe-Cr связано с трудностями, которые выражаются в неудовлетворительной спекаемости. Это приводит к понижению прочности при изгибе и ударной вязкости сплавов вместе с увеличением содержания хрома [2].

Было сделано предположение, что причиной неудовлетворительной спекаемости высокохромистых сплавов являются трудновосстанавливающиеся окислы хрома. Вместе с увеличением содержания хрома возрастает и содержание окислов в порошковой смеси. В процессе предварительного спекания в водороде окислы хрома не восстанавливаются, а их содержание может даже увеличиваться за счет кислорода в пространстве печи и связанного в окислах железа. Во время вакуумного спекания происходит диссоциация и улетучивание окислов железа до появления жидкой фазы, в то время как окислы хрома сохраняются. Если порошковая шихта не содержит восстановителей окислов хрома, то термодинамически при температурах спекания возможно окисление частиц TiC, т.е. восстановителем является карбид титана. Такое предположение подтверждается термодинамическими расчетами реакций:

$$Cr_2O_3 + TiC \rightarrow TiO_2 + 2Cr + CO \qquad (1)$$

$$Cr_2O_3 + 3TiC \rightarrow TiO + 4Cr + CO. \qquad (2)$$

Расчеты были проведены по методике в работе [3] для температур: 1200, 1400, 1600 и 1673 К (температура спекания). Результаты расчета представлены в таблице 1.

Таблица 1

Изменение свободной энергии Гиббса ΔG при восстановлении 1 моля окисла хрома Cr_2O_3 карбидом титана

№ реакции	ΔG, кДж/моль при температурах реакции, К			
	1200	1400	1600	1673
1	+39,4	+4,1	-31,4	-57,4
2	+136,9	+82,1	+27,2	-12,6

Окисление частиц TiC во время спекания приводит к ухудшению условий смачивания, так как окислы и оксикарбиды переходных металлов смачиваются металлами группы железа хуже карбидов [4]. Неблагоприятно с этой точки зрения влияют также окисные пленки на зернах TiC [5].

Можно предполагать, что в случае, если высокохромистый сплав легировать восстановителями, которые окисляются легче карбида титана, то спекаемость сплавов должна улучшаться. В качестве восстановителей были выбраны углерод и кремний. Был проведен приблизительный термодинамический расчет следующих реакций раскисления:

$$2Cr_2O_3 + 3Si \longrightarrow 3SiO_2 + 4Cr \qquad (3)$$

$$Cr_2O_3 + 3C \longrightarrow 2Cr + 3CO \qquad (4)$$

$$2Cr_2O_3 + 3C \longrightarrow 4Cr + 3CO_2 \qquad (5)$$

$$Cr_2O_3 + CO \longrightarrow 2Cr + 3CO_2 \qquad (6)$$

Методика расчета и температуры реакций были такие же, что и для реакций (1) и (2). Термодинамически возможны реакции (3) и (4) при температурах спекания (см. табл. 2). Однако раскисляющая способность Si выше углерода до температур ~1550 °С [6]. Кремний окисляется легче хрома во всем температурном интервале от $T_{комн.}$ до $T_{спек.}$. При отсутствии в сплавах TiC-Fe-Cr, содержащих углерод, кремния ниже 1300 °С наиболее легко окисляется хром и лишь при температурах выше 1300 °С углерод [6].

Таблица 2

Изменение свободной энергии Гиббса ΔG при восстановлении I моля окисла хрома Cr_2O_3 кремнием, углеродом и окисью углерода

№ реакции	ΔG, кДж/моль при температурах реакции, К			
	I200	I400	I600	I673
3	-225,7	-224,0	-223,6	-223,2
4	+I59,9	+57,4	-44,8	-II9,3
5	+220,2	+I70,0	+II9,3	+82,I
6	+280,9	+282,2	+283,0	+283,9

Раскисляющее действие Si должно сопровождаться образованием его окислов. Исследования с использованием химического и микрорентгеноспектрального анализов карбидной и металлической фаз показывают, что содержание Si в сплавах до и после спекания в вакууме одинаково. Кремний при этом был обнаружен только в стальной связке, в то время как хром как в металлической, так и в карбидной фазе. Следовательно, летучий моноокисел SiO не образуется, а двуокись SiO_2, если она образуется, то в рентгенографически необнаруживаемых количествах. Возникающий при восстановительных реакциях SiO_2 не божет быть восстановлен при температурах спекания карбидом титана, поскольку изменение свободной энергии Гиббса при взаимодействии TiC с SiO_2 по реакции

$$2TiC + 3SiO_2 \longrightarrow TiO_2 + 3Si + 2CO \qquad (7)$$

при температурах I200 и I600 К по расчетам соответственно 534 и 38I кДж/моль.

Для проверки вышеприведенных предположений были изготовлены высокохромистые сплавы синтезом из элементов. Применялись углетермический карбид титана состава (мас.%): $C_{общ.} = 20,0$, $C_{своб.} = 0,7I$, порошки железа ПЖ-4М2 ГОСТ 9849-74, электротехнического хрома ПХС и ферросилиция (4I мас.% Si). Углерод вводился в виде ацетиленовой сажи.

Углерод действительно улучшает спекаемость высокохромистых сплавов. Повышаются плотность, прочность при изгибе и твердость. Еще в большей степени улучшает спекаемость введение кремния. В таблице 3 приведено влияние кремния на прочностные характеристики сплавов TiC-Fe-Cr.

Таблица 3

Влияние кремния на прочность при изгибе σ_u и ударную вязкость $a_к$ высокохромистых сплавов 50 мас.% TiC - Fe - Cr

Сплавы	Свойство	Свойства при содержании хрома в связке, мас.%			
		I3 % Cr	I7 % Cr	2I % Cr	25 % Cr
Сплавы, не содержащие Si	σ_u, МПа	I400	II80	I000	800
	$a_к$, $I0^4$ Дж/м^2	2,2	I,8	I,4	I,0
Сплавы, содержащие Si	σ_u, МПа	I840	I680	I450	I3I0
	$a_к$, $I0^4$ Дж/м^2	2,8	2,5	2,0	I,8

При рассмотрении благоприятного влияния Si нельзя, очевидно, видеть в нем только раскислитель. Не менее важна его роль как межфазно-активной присадки, поскольку Si имеет большое сродство как с углеродом, так и с титаном. Тепловые эффекты образования $(-\Delta H^\circ_{298})$ TiC, SiC, Ti_5Si_3, TiSi и $TiSi_2$ согласно [7] равны соответственно 23I,5, 73,2, 58,8, I04,I и I35,2 кДж/моль. Кроме того, термодинамически возможны реакции восстановления окислов титана кремнием с образованием силицидов. Например, согласно [8] при реакции между TiO_2 и Si образуются Ti_5Si_3 (при I600 - 2000 К) и TiSi (при I550-2000 К).

Известно, что первая заметная граница коррозионной устойчивости сплавов Fe-Cr наблюдается при II,8-I2,0 мас.% Cr [9]. У сплавов TiC-Fe-Cr эта граница находится при более высоком содержании Cr в стальной связке. Расположение этой границы зависит от содержания карбидной составляющей в сплаве и составляет I9, 2I и 26 мас.% Cr в связке при содержании в сплавах 35, 40 и 50 мас.% TiC соответственно. Применение таких разных по содержанию хрома связок в сплавах с разным содержанием TiC обеспечивает приблизительно одинаковое содержание Cr в связке сплавов, а также в сплаве в целом. Необходимость применения при изготовлении нержавеющих сплавов таких высокохромистых связок можно объяснить некоторой растворимостью хрома в карбидных

зернах, образованием карбидов хрома и улетучиванием некоторой части хрома во время спекания в вакууме. При применении TiC, имеющего другой состав по углероду, границы коррозионной стойкости, очевидно, несколько отличаются от приведенных выше.

Сплавы TiC-Fe-Cr-Si являются термически обрабатываемыми. Их коррозионная стойкость, а также твердость и износостойкость наиболее высокие после закалки. При изнашивании в некоторых средах такие сплавы имеют высокую стойкость против коррозионно-абразивного изнашивания, значительно превышающего стойкость, например, сплавов WC-Co. Однако в ряде сред эти сплавы TiC-Fe-Cr-Si так же, как и термообрабатываемые нержавеющие стали, имеют недостаточную коррозионную стойкость. В таких случаях применяются карбидотитановые сплавы со связками из аустенитных хромоникелевых сталей. Так как эти сплавы термически не обрабатываемы, необходимую твердость и износостойкость можно у них получить увеличением содержания карбидной составляющей.

Таблица 4

Прочность при изгибе σ_u, ударная вязкость $a_к$ и твердость по Роквеллу карбидотитановых сплавов с аустенитными нержавеющими хромоникелевыми связками

№ сплава	Состав сплава, мас.%	σ_u, МПа	$a_к$, 10^4 Дж/м^2	HRA
1[x]	50 % TiC - 50 % (Х16Н14+ Si)	1660	4,6	81,6
2[xx]	50 % TiC - 50 % (Х16Н14+ Si)	1770	6,0	81,5
3[x]	60 % TiC - 40 % (Х16Н14)	1460	2,6	85,7
4[xx]	60 % TiC - 40 % (Х16Н14)	1610	3,4	85,6
5[x]	60 % TiC - 40 % (Х16Н14+ Si)	1580	3,4	85,7
6[xx]	60 % TiC - 40 % (Х16Н14+ Si)	1740	5,1	85,8
7[x]	70 % TiC - 30 % (Х16Н14+ Si)	1390	1,8	87,7
8[xx]	80 % TiC - 20 % (Х16Н14+ Si)	1100	1,3	90,5

[x] Изготовлен с применением порошка стали 06Х16Н14

[xx] Изготовлен синтезированием из элементов

В таблице 4 представлены основные механические свойства нержавеющих сплавов с аустенитной связкой. Результаты в этой таблице еще раз подтверждают благоприятное влияние Si на прочностные свойства. Кроме того, сплавы, полученные синте-

зированием из элементов (сплавы № 2, 4, 6 в табл. 4) имеют по прочности при изгибе и ударной вязкости преимущество перед сплавами, изготовленными применением порошка нержавеющей стали 06Х16Н14 (сплавы I, 3, 5 в табл. 4).

Литература

I. Кифф ер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы (пер с нем.). М., Металлургия, 1971. 392 с.

2. Вальдма Л.Э., Кюбарсепп Я.П. Специальные стальные связки для карбидотитановых термообрабатываемых керметов. - В кн.: Тр. У Международн. конф. по порошковой металлургии. Готвальдов, 1978, т. 2, с. 124-141.

3. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. М., Химия, 1975. 536 с.

4. Еременко В.Н. Поверхностные явления и их роль в процессах жидкофазного спекания и пропитки пористых тел жидкими металлами. - В кн.: Современные проблемы порошковой металлургии. Киев, Наукова думка, 1970, с. 101-109.

5. Викторов Э.А. О влиянии окисных пленок при пропитке карбида титана жидкой сталью. - Порошковая металлургия, 1969, № 11, с. 102-105.

6. Куликов И.С. Раскисление металлов. М., Металлургия, 1975. 503 с.

7. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Справочник. М., Металлургия, 1976. 560 с.

8. Верхоглядова Т.С., Дворина Л.А. Вакуум-термический способ получения силицидов титана. - Журнал прикладной химии, 1965, т. 38, № 8, с. 1716-1725.

9. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов. М., изд-во АН СССР, 1959. 592 с.

J. Kübarsepp

Problems of Producing Corrosion-Resistant Steel-Bonded Titanium Carbide Hard Facing Alloys

Summary

The possibilities of improving the sinterability and strength properties of high-chromium steel-bonded titanium carbide stainless hard-facing alloys were investigated. It is shown that there is a favourable influence of reducing agents on the properties of these alloys.

Содержание

I. Д.С. Аренсбургер, С.М. Летунович. Исследование некоторых свойств спеченных медных сплавов..... 3

2. П.А. Кулу, П.К. Каллас, Я.А. Халлинг. Свойства напыленных порошковых покрытий..... I3

3. Я.П. Кюбарсепп, Х.И. Аннука, Г.М. Зеер, Л.Э. Вальдма. Влияние обработки горячим изостатическим прессованием на свойства спеченных сплавов TiC-сталь..... 2I

4. Ю.Ю. Пирсо, Д.С. Аренсбургер. Влияние условий размола на измельчение порошка карбида титана, железа и их смесей..... 27

5. Ю.Ю. Пирсо, С.М. Летунович. Оптимизация состава порошкового электроконтактного материала..... 4I

6. Р.А. Сиймар, А.А. Лаансоо, У.Ю. Рандмер, В.Я. Лийман. Магнитомягкий композиционный материал для магнитопроводов, работающих при повышенных температурах..... 49

7. А.А. Лаансоо, В.Я. Лийман, Р.А. Сиймар, А.Э. Ритсо, Т.Т. Аккел. Некоторые вопросы прочности магнитомягких композиционных материалов..... 57

8. Я.П. Кюбарсепп. Проблемы изготовления коррозионностойких твердых сплавов TiC-сталь..... 67

Содержание

1. Л.С. Аронбургер, С.М. Лятуневич. Исследование некоторых свойств спеченных твердых сплавов.... 5

2. Л.А. Кулу, Н.К. Волков, В.А. Калинин. Свойства напыленных порошковых покрытий..... 13

3. Н.П. Забарович, А.И. Анцупа, Т.М. Зверь, А.А. Вальдре. Влияние обработки горячим изостатическим прессованием на свойства спеченных сплавов ТНС-сталь..... 21

4. Б.Б. Гарбар, Л.С. Аронбургер. Влияние условий нагрева на измельчение порошка карбида титана, никеля и их смесей..... 27

5. О.П. Пауло, С.М. Лятуневич. Оптимизация состава порошкового электроконтактного материала..... 41

6. Р.А. Сидоров, А.А. Калинов, У.Д. Ранчинг, В.И. Займан. Магнитный неразрушающий контроль материала для магнитопроводов, работающих при повышенных температурах..... 49

7. А.А. Калинов, В.И. Займан, Р.А. Сидоров, А.Н. Гаврю, Т.Г. Аннус. Некоторые вопросы точности магнитного неразрушающего контроля..... 57

8. Н.П. Забарович. Пробивка изготовления коррозионностойких твердых сплавов ТНС-сталь..... 67

№ 604

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Порошковая металлургия УI

УДК 62I.762

Исследование некоторых свойств спеченных медных сплавов. Аренсбургер Д.С., Летунович С.М. - Труды Таллинского политехнического института, I985, № 604, с. 3-II.

В статье изучены некоторые вопросы технологии и свойства спеченных дисперсионно-твердеющих медных сплавов, предназначенных для изготовления электроконтактов.

Фигур - 6, библ. наименований - 2.

УДК 62I.762.8:62I.793.7

Свойства напыленных порошковых покрытий. Кулу П.А., Каллас П.К., Халлинг Я.А. - Труды Таллинского политехнического института, I985, № 604, с. I3-I9.

Изучены особенности нанесения и свойства газотермических напыленных покрытий на порошковую и литую сталь. Приведены данные о прочности сцепления напыленных покрытий с основой различной пористости. Изучена относительная износостойкость при газоабразивном изнашивании и коэффициенты трения некоторых напыленных покрытий.

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

УДК 621.762

Влияние обработки горячим изостатическим прессованием на свойства спеченных сплавов TiC-сталь. Кюбарсепп Я.П., Аннука Х.И., Зеер Г.М., Вальдма Л.Э. - Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 21-25.

Исследованы возможности получения мелкозернистых твердых сплавов TiC-сталь, спеченных при разных температурах, путем горячего изостатического прессования. Горячее изостатическое прессование спеченных сплавов позволяет повышать их плотность, прочность при изгибе и модуль Юнга.

Таблиц - 1, библ. наименований - 5.

УДК 621.762:620.18

Влияние условий размола на измельчение порошка карбида титана, железа и их смесей. Пирсо Ю.Ю., Аренсбургер Д.С. - Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 27-39.

В работе исследованы кинетика и механизм измельчения порошка карбида титана, полученного карботермическим и СВС-методами, железа и их смесей в различных условиях размола.

Показано, что механизм измельчения зависит от пластичности измельчаемых порошков, типа мельниц и шаров. Процесс измельчения частиц карбида титана в шаровых мельницах можно условно разделить на две стадии:

- прямое разрушение карбидных частиц (до 12 ч.),
- истирание и измельчение осколков.

Порошки карбида титана, полученные карботермическим и СВС-методами, не отличаются друг от друга по кинетике и механизму измельчения.

При размоле гетерогенных смесей происходит шаржирование твердых карбидных частиц в пластичную фазу, которая препятствует их разрушению.

Рост удельной поверхности хрупкого порошка при размоле в шаровой мельнице может быть описан формулой Экснера-

Фишмейстера, а при размоле в вибромельнице – законом Риттингера.

Таблиц – I, фигур – 6, библ. наименований – 5.

УДК 621.762.5

Оптимизация состава порошкового электроконтактного материала. Пирсо Ю.Ю., Летунович С.М. – Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 41–48.

Исследовано влияние содержания карбида хрома и никеля на некоторые свойства электроконтактного материала на медной основе.

Изучен механизм изнашивания скользящих электрических контактов. Показано, что оптимальными физико-механическими и эксплуатационными свойствами обладает сплав на основе меди, упрочненный 20–30 % карбида хрома.

Фигур – 7, библ. наименований – 5.

УДК 621.762:621.318

Магнитомягкий композиционный материал для магнитопроводов, работающих при повышенных температурах. Сиймар Р.А., Лаансоо А.А., Рандмер У.Ю., Лийман В.Я. – Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 49–56.

Приведенная методика позволяет определить требуемые величины удельного электросопротивления и магнитной проницаемости крупногабаритных магнитопроводов, обеспечивающих промагничивание материала. Определены магнитная индукция и удельные потери на перемагничивание при температурах испытаний 100–250 °С.

Фигур – 4, библ. наименований – 1.

УДК 621.762:669.018.58:669.12

Некоторые вопросы прочности магнитомягких композиционных материалов. Лаансоо А.А., Лийман В.Я., Сиймар Р.А., Ритсо А.Э., Аккел Т.Т. - Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 57-66.

Приведено влияние среднего диаметра частиц железного порошка на предел прочности при изгибе ММКМ, на основе полученных эмпирических зависимостей сделана попытка классифицировать разработанный ММКМ.

Приведенная методика определения длительной прочности ММКМ позволяет определить долговечность ММКМ при разных температурах и механических напряжениях.

Фигур - 3, библ. наименований - 5.

УДК 621.762

Проблемы изготовления коррозионностойких твердых сплавов TiC-сталь. Кюбарсепп Я.П. - Труды Таллинского политехнического института, 1985, № 604, с. 67-73.

Описаны технологические трудности, возникающие при изготовлении высокохромистых нержавеющих сплавов TiC-сталь. При легировании таких высокохромистых сплавов сильными восстановителями можно улучшить спекаемость и следовательно, прочностные свойства таких сплавов.

Таблиц - 4, библ. наименований - 9.

EESTI AKADEEMILINE RAAMATUKOGU
1 0200 00089864 7

Цена 70 коп.