p.6.7
665

665

ISSN 0136-3549
0136-3557

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI

TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

TRANSACTIONS OF TALLINN
TECHNICAL UNIVERSITY

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЕЧЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

TALLINN 1988

Ep. 6.7

665

ALUSTATUD 1937

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

TRANSACTIONS OF TALLINN TECHNICAL UNIVERSITY

УДК 621.762

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЕЧЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

Порошковая металлургия У111

TALLINN 1988

621 T.2.93

ТАЛЛИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
Труды ТПИ № 665

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЕЧЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ
Порошковая металлургия УШ

На русском языке
Отв. ред. Р. Мозберг
Техн. ред. М. Тамме
Сборник утвержден коллегией Трудов ТПИ 01.04.88
Подписано к печати 05.10.88 г.
МВ-07267 Формат 60x90/16.
Печ. л. 5,5 + 0,5 прил.
Уч.-изд. л. 4,5
Тираж 300
Зак. № 626
Цена 90 коп.
Таллинский политехнический институт
200108, Таллин, Эхитаяте тээ, 5
Ротапринт ТПИ, 200006, Таллин, ул. Коскла, 2/9

Teaduslik Raamatukogu ENSV TA TALLINN АН ЭССР Научная библиотека

© Таллинский политехнический институт, 1988

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:620.178

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

ПРОБЛЕМА ПРИМЕНЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ КАРБИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ РАСПЫЛИТЕЛЕЙ МАЗУТНЫХ ФОРСУНОК

Для случаев, когда мазутные распылители подвергаются гидроабразивному изнашиванию при скорости < 80 м/с (при давлении ниже 3,5 МПа) и рабочей температуре, не превышающей 200 °С, оказалось возможным применение композитов карбид титана-сталь. Эти сплавы как наиболее дешевые и недефицитные имеют еще одно преимущество - их можно термически обрабатывать - закаливать с последующим отпуском.

Основным абразивом, вызывающим износ распылителей, являются кварцевые частицы [1]. По этой причине твердость материала должна быть на уровне твердости кварцитов (11-12 ГПа). В случае применения композитов карбид титана-сталь, термически упрочненные сплавы имеют такую твердость при содержании 40-50 мас.%, а термически неупрочняемые при 60-70 мас.% карбида.

При правильной эксплуатации форсунок рабочая температура распылителей не превышает 200-250 °С [1]. Согласно нашим исследованиям, указанные композиты сохраняют твердость и износостойкость, достигаемые при закалке до 300-400 °С [2]. Следовательно, высокую твердость и абразивную износостойкость можно получить тремя способами:

1) применяя технологию, обеспечивающую величину карбидного зерна менее критической (см. [3]);

2) применяя термическую обработку и легирование металлической связки;

3) увеличивая содержание карбидной составляющей в композите.

Оптимальное содержание карбидных составляющих в данном случае, определяет вид механических нагрузок. Распыливающие устройства работают при повышенной температуре (стабильный режим 250 °С, кратковременные пики до 1000 °С) под влиянием термических и механических напряжений [1]. Поэтому от материала распылителей требуется относительно высокая прочность, примерно на уровне стандартного сплава ВК15.

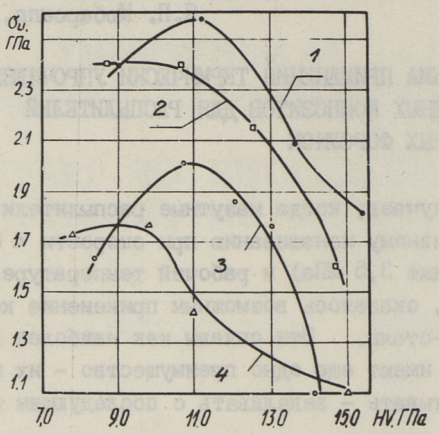


Рис. 1. Комплекс прочность–твердость в зависимости от состава и термической обработки карбидных композитов:
1) закаленный малокарбидный композит № 1;
2) незакаленный многокарбидный композит № 2;
3) закаленный малокарбидный композит № 3;
4) незакаленный многокарбидный композит № 4.

Прочность при изгибе при равной твердости (рис.) у закаленных малокарбидных (40–60 мас.%) композитов выше из-за относительно большого объема стальной связки. Поэтому необходимо использовать для распылителей термически упрочненные карбидостали.

Установлено, что независимо от состава и термообработки связки максимум прочности при изгибе композитов наблюдается при их твердости порядка 10–12 ГПа, т.е. при твердости кварцевого песка (рис.). Однако при такой твердости износостойкость карбидосталей в абразивной струе почти в два раза уступает сплаву ВК15 [14]. Повышение твердости карбидосталей до 13–14 ГПа достигается за счет увеличения содержания карбида титана. По этой причине целесообразно использовать сплавы, содержащие 60 мас.% карбида. Кроме высокой

абразивной износостойкости и достаточно высокой прочности такие сплавы более технологичны, чем сплавы, содержащие 40--50 % карбида титана. Известно, что с уменьшением содержания карбида увеличивается опасность деформации изделий при спекании. Для распылителей, имеющих сложную форму и подвергающихся после спекания и термообработки только алмазной шлифовке, это недопустимо.

Практика изготовления композитов карбид-сталь показывает, что применение известных стандартных сталей в качестве связки часто не позволяет получить сплавы с оптимальными свойствами [5]. Это объясняется влиянием состава стальной связки на спекаемость сплава. Влияние легирующего элемента на процессы спекания является основным фактором, определяющим его выбор. Установлено [6], что часто из известных легирующих элементов (хром, никель и др.) легирование одним ингредиентом приводит к значительному повышению прочности при изгибе, а также ударной вязкости, твердости и износостойкости [6]. При легировании карбидосталей одним ингредиентом достигается комплекс свойств сплава не хуже, чем у известных сложнолегированных сплавов [7]. Они имеют при HV = I3-I4 ГПа, $\sigma_{изг}$ = 2,I ГПа, КС = 50 кДж/м^2, износостойкость относительно сплава ВКI5, равную 0,8. Испытания на износ проводили в абразивной струе кварцевого песка со скоростью 80 м/с, величина зерна 0,I-0,3 мм по известной методике [8].

Основной причиной повышенной износостойкости и прочности сплава при легировании является улучшение смачиваемости карбидной фазы со связкой.

Разработанные распылители горелок из порошковых легированных термообрабатываемых композитов проходили эксплуатационные испытания на энергоблоках страны. Они показали повышенный ресурс работы по сравнению со стальными и стабильные характеристики распыла.

Литература

I. Вальдма Л.Э. Распылители жидкого топлива, изготовленные методом порошковой металлургии. Таллин: Валгус, I978. II4 с.

2. Кюбарсепп Я.П., Вальдма Л.Э., Аннука Х.И. Некоторые пути повышения износостойкости твердых сплавов TiC-сталь в абразивной струе // Трение и износ. 1985. Т. 6. С. 696-701.

3. Кюбарсепп Я.П., Вальдма Л.Э., Аннука Х.И. Исследование технологических возможностей улучшения износостойкости сплавов TiC-сталь // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1987. № 636. С. 54-63.

4. Кюбарсепп Я.П., Вальдма Л.Э., Аренсбургер Д.С. Износостойкость твердых сплавов с термически упрочняемыми связками // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1981. № 516. С. 49-55.

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

6. Кюбарсепп Я.П., Вальдма Л.Э., Аннука Х.И. Некоторые проблемы изготовления сплавов TiC-сталь // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1986. № 628. С.58-65.

7. Кипарисов С.С., Паисов И.В., Нарва В.К. Термическая обработка металлокерамических материалов на основе карбида титана // Порошковая металлургия. 1969. № 9. С. 10-13.

8. Клейс И.Р. Центробежный ускоритель ЦУК-3М для определения относительной износостойкости материалов при абразивной эрозии // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1970. № 294. С. 23-33.

L. Valdma, H. Annuka,
J. Kübarsepp, P. Kallas

Das Anwendungsproblem der gehärteten Karbidverbunde für Masutzerstäuber

Zusammenfassung

Es werden für die Masutzerstäuber mit hohem Eigenschaftskomplex Verschleißfestigkeit - Biegefestigkeit ein optimierter Karbidgehalt des gehärteten Titankarbid-Stahl-Pulververbundes angeführt.

L. Valdma, H. Annuka,
J. Kübarsepp, P. Kallas

Termiliselt tugevdatud karbiidkomposiitide kasutamine masuudipihustite valmistamiseks

Kokkuvõte

Artiklis vaadeldakse titaankarbiid-teraskomposiidi koostise ja termilise töötlemise valikut, mis tagaksid masuudipihustite vajaliku kulumiskindluse ja tugevuse.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 620.178.167:621.762

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

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КАРБИДОСТАЛЕЙ В АБРАЗИВНОЙ СТРУЕ

Как показывают многочисленные исследования, в зависимости от условий работы наблюдается существенная разница в механизме изнашивания твердых сплавов: трение по неметаллической или металлической поверхности, гидро- или газоабразивное изнашивание, коррозионно-абразивное и ударно-абразивное изнашивание и т.д. Поэтому не следует искать простой корреляции между твердостью и износостойкостью твердых сплавов. Именно значительное влияние условий изнашивания на его механизм и величину износа не позволяет сравнивать износостойкости сплавов, полученных разными исследователями. Кроме того, материалы, являющиеся износостойкими в одних условиях, могут в других быть совершенно нестойкими. Тем не менее, для предварительного сравнения износостойкости различных материалов в одних и тех же условиях в Таллинском политехническом институте разработаны метод и аппаратура (центробежный ускоритель) для испытания на газоабразивное изнашивание (ГОСТ 23.201.78).

Основной целью настоящей работы было исследование износостойкости твердых сплавов на основе TiC со стальными связками (карбидосталей) по сравнению со стандартными твердыми сплавами WC-Co (ГОСТ 3882-74) и TiC-(Ni,Mo) (ОСТ 48-175-81) с применением центробежного ускорителя абразива ЦУК-4. Исследовались карбидостали со связками из инструментальной хромистой стали (сплавы марок ТХ9С), инструментальной низколегированной стали (сплавы марок ТЖС), никелевой (сплавы марок ТНС) и хром-никелевой аустенитной нержавеющей стали (сплавы марок ТХН). Исследуемые карбидостали имели разную структуру связки: сплавы марок ТХ9С и ТЖС мартенситную, а сплавы марки ТНС аустенитно-мартенситную и сплавы марки

ТХН аустенитную. Условия исследования были следующими: скорость струи - 89 м/с, угол атаки 30^0, абразив - кварцевый песок зернистостью 0,I...0,3 мм. Интенсивность изнашивания К определялась как объемный износ в $мм^3$ на I кг абразива.

Зависимости К = f (% связки) имеют экспоненциальный характер (рис. I), аналогичный приведенному в работах [I, 2]. В области, где твердость материала (рис. 2) выше твердости абразива (HV более I200) интенсивности изнашивания карбидовольфрамовых твердых сплавов мало различаются (сплавы ВК6, ВК8, ВКI0). У карбидосталей, имеющих существенно различающиеся по составу и структуре металлические связки, разница в износостойкостях сплавов с твердостью выше твердости абразива более заметная. Это показывает, что при одинаковом составе тугоплавкой карбидной фазы, определяющем максимально возможный уровень износостойкости, она определяется структурой и свойствами металлической связки. Такая же экспоненциальная зависимость интенсивности изнашивания от содержания связки наблюдается и при других видах изнашивания, например, при трении по абразивной шкурке или по металлу [3]. При некоторых видах изнашивания, например, ударно-абразивном, может наблюдаться и экстремальный характер зависимости К = f (% связки) с максимумом при некотором содержании связки.

Износостойкости твердых сплавов на основе карбида титана при одинаковом содержании металлической связки, могут значительно различаться, т.е. одинаковая износостойкость сплавов может быть достигнута при существенно различающихся содержаниях карбидной фазы (рис. I). Анализ результатов исследований, приведенный на рис. I и 2, позволяет сделать вывод, что при одинаковой твердости, ниже или равной твердости абразива (~HV I200), износостойкости карбидосталей с различной структурой и свойствами связки существенно не отличаются. При больших твердостях преимущество имеют карбидостали с термически упрочняемыми связками, в частности марок ТХ9С и ТЖС. Таким образом, если карбидотитановые твердые сплавы работают при относительно низких температурах, когда стальная связка еще не разупрочняется (отпускается), предпочтение необходимо давать термически упрочняемым карбидосталям.

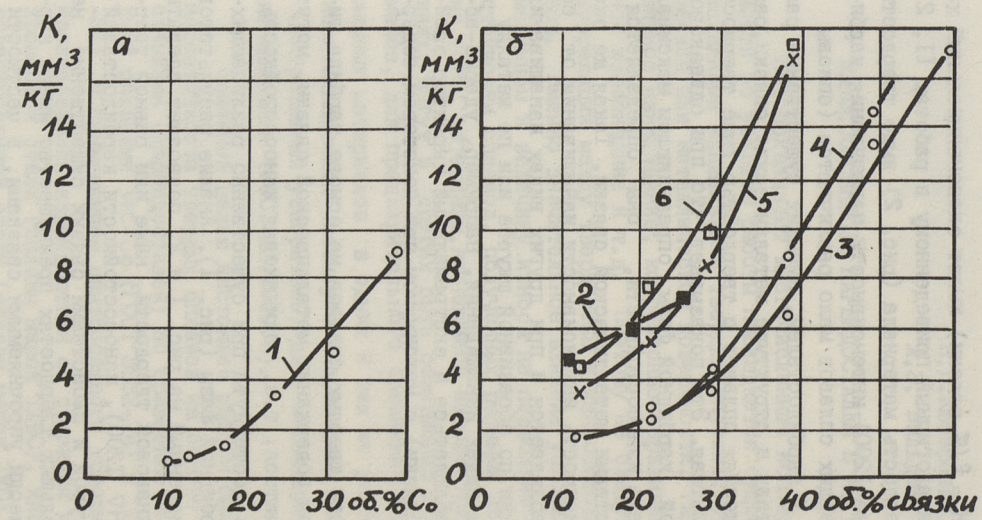


Рис. 1. Интенсивность изнашивания K в абразивной струе твердых сплавов на основе WC (а) и TiC (б) в зависимости от содержания связки: 1 – WC-Co; 2 – TiC (Ni, Mo) (20 об.% Mo); Карбидостали: 3 – ТХ8С; 4 – ТЖС; 5 – ТНС; 6 – ТХН.

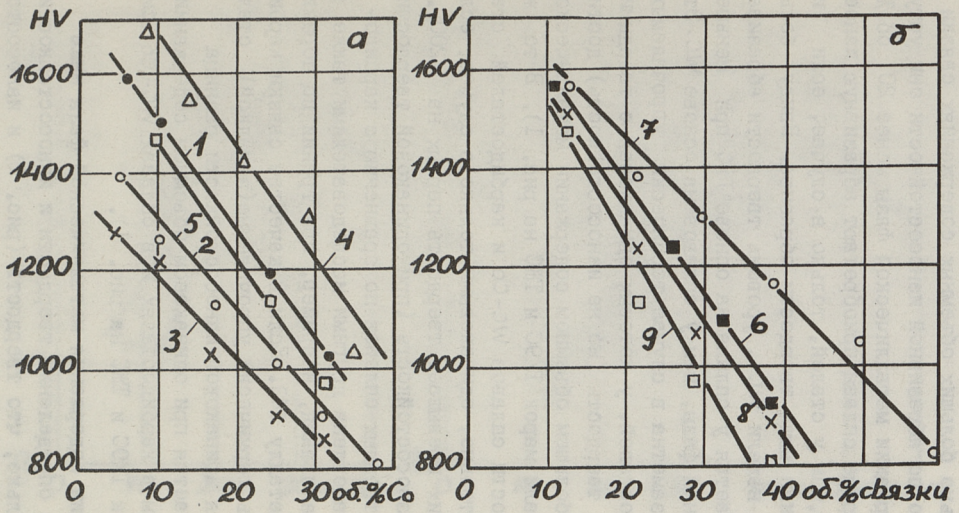


Рис. 2. Твердость по Виккерсу HV твердых сплавов на основе WC (а) и TiC (б) в зависимости от содержания связки.
1,2,3 – WC-Co (соответственно $\bar{d}$ = 1,64;3,30 и 4,95 мкм); 4 – WC-TiC-Co (TiC:WC = 15:79 по массе) /12/; 5 – WC-(Fe+15%Ni); 6 – TiC –(Ni,Mo) (20 об.% Mo) /13/; Карбидостали: 7 – ТХ9С и ТЖС; 8 – ТНС; 9 – ТХН

Если по твердости (рис. 2), прочности при изгибе σ_u (рис. 3) и ударной вязкости $a_к$ (рис. 4) карбидостали не уступают, а в некоторых случаях даже превосходят карбидовольфрамовые твердые сплавы (например, по ударной вязкости $a_к$ при относительно больших объемных содержаниях связки более 30 об.%), то по абразивной износостойкости они уступают им (при содержании металлической фазы менее 20 об.%). Известно, что твердые сплавы приобретают абразивную износостойкость большую, чем у сталей, только в случае, если их твердость близка или выше твердости абразива. Ввиду большей твердости TiC нежели WC , уровень твердости абразива (HV 1200) достигается у сплава на основе TiC при меньшем содержании карбидной фазы, чем у сплавов на основе WC. Эта разница наиболее заметна в случае термически упрочняемых (закалкой) карбидосталей, у которых одинаковая с твердыми сплавами WC-Co твердость (но не износостойкость) достигается при вдвое большем объемном содержании металлической связки (карбидостали марок ТХ9С и ТЖС на рис. 1). В то же время износостойкости сплавов WC-Co и карбидосталей становятся, приблизительно, одинаковыми только в случае, если твердость последних превышает твердость первых на 200... 300 HV . Худшая износостойкость (при одинаковой твердости) карбидотитановых твердых сплавов по сравнению с карбидовольфрамовыми установлена другими исследователями также в иных условиях изнашивания, например, при трении по абразивной шкурке и по металлу [4]. Если в качестве связки карбидосталей применять термически упрочняемые (закалкой) стали, то необходимая для одинаковой износостойкости разница в твердостях достигается при одинаковом объемном содержании металлической фазы в карбидосталях и в сплавах WC-Co (см. карбидостали марок ТХ9С и ТЖС на рис. 1).

При уменьшении содержания металлической фазы ниже 20 об.% ее роль в определении твердости и износостойкости уменьшается настолько, что твердость (рис. 2) и износостойкость (рис. 1) карбидосталей с разными составами связки постепенно сравниваются и при некотором содержании связки становятся практически одинаковыми. Однако достигаемая при этом минимальная интенсивность изнашивания карбидосталей (и других карбидотитановых твердых сплавов) остается зна-

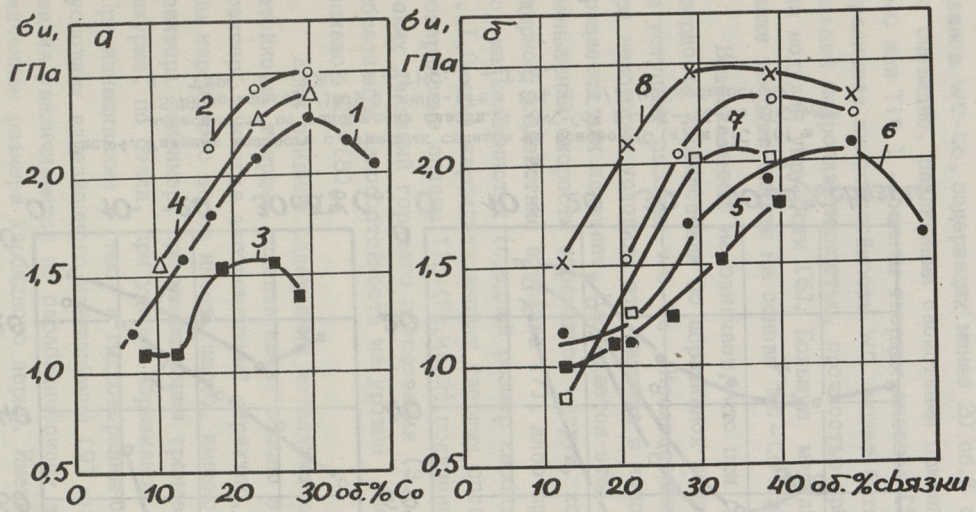


Рис. 3. Предел прочности при изгибе σ_u твердых сплавов на основе WC (а) и TiC (б) в зависимости от содержания связки. 1 и 2 – WC–Co (d = 1,7...2 мкм) соответственно по /12/ и по данным настоящей работы; 3 – WC–TiC–Co (TiC:WC = 15:79 по массе) /13/; 4 – WC–(Fe + 15% Ni); 5 – TiC–(Ni, Mo) (20 об.% Mo) /13/; Карбидостали: 6 – ТХ9С; 7 – ТЖС: 8 – ТНС; 9 – ТХН

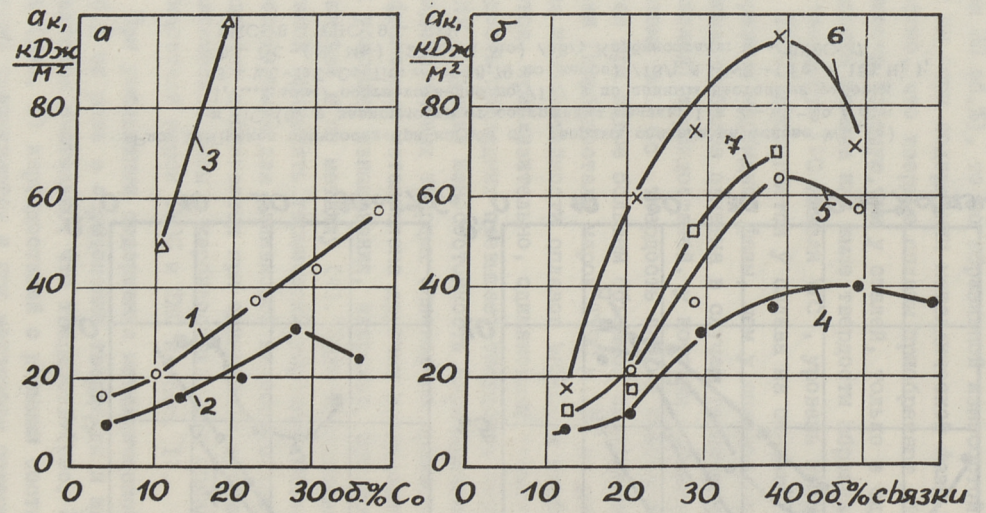


Рис. 4. Ударная вязкость $a_к$ твердых сплавов на основе WC (а) и TiC (б) в зависимости от содержания связки. 1 – WC-Co; 2 – WC-TiC-Co (TiC:WC= 15:79 по массе) /14/; 3 – WC – (Fe + 15% Ni) /13/; Карбидостали: 4 – ТХ9С; 5 – ТЖС; 6 – ТНС; 7 – ТХН.

чительно (в 2...5 раз) выше, чем у сплавов WC-Co. Другими словами, при применяемых нами условиях исследований карбидотитановые твердые сплавы, при любом содержании TiC и выигрыше в твердости, не получают износостойкости лучших сплавов WC-Co, содержащих менее 20 об.% связки. Это вызвано, очевидно, различными свойствами применяемых карбидов (WC или TiC) - основы твердых сплавов [5]. Более высокая абразивная износостойкость WC может быть объяснена его большей микропластичностью, прочностью при сжатии и большим модулем упругости [6]. Большую модуль упругости имеют также твердые сплавы на основе WC-Co (рис. 5).

Вышесказанное не означает, что при одинаковом уровне твердости карбидостали по абразивной износостойкости всегда уступают сплавам WC-Co. Исследования показывают, что при некоторых условиях эта разница в износостойкостях сокращается или исчезает. Наблюдается это, например, при уменьшении скорости абразивной струи, когда уменьшается ударное воздействие абразива [7], либо при применении особо мелкозернистых (средний размер карбидного зерна d =0,5 ...I,0 мкм) карбидотитановых твердых сплавов. Например,мелкозернистые сплавы TiC-(Fe,Mo,Cr),полученные применением высоких давлений горячего прессования (3...5·10^3 МПа), имеют абразивную износостойкость на уровне спеченных твердых сплавов ВК6 [8].

Если влияние содержания металлической фазы на износостойкость твердых сплавов имеет обычно экспоненциальный характер, а иногда экстремальный характер, то влияние величины карбидного зерна имеет, часто, именно экстремальный характер. Например, при изнашивании трением по абразивной шкурке, по стали, при ударно абразивном изнашивании [3]. При изнашивании в газо- и гидроабразивной струе [2] или в условиях адгезионного изнашивания [9] интенсивность изнашивания увеличивается по параболическому закону вместе с увеличением размера карбидного зерна. Именно из-за большого влияния размера зерна особомелкозернистые карбидотитановые твердые сплавы могут по износостойкости конкурировать со сплавами WC-Co [8]. Сказанное справедливо в некотором интервале скоростей абразивной струи, величине и твердости абразивных частиц, когда наблюдается прямое разрушение крупных

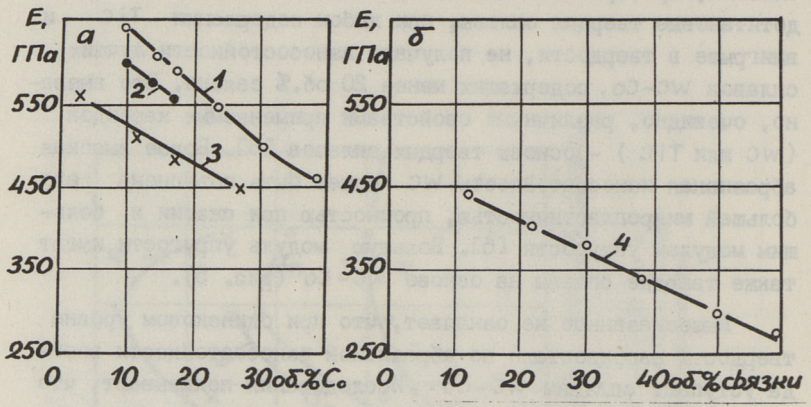


Рис. 5. Модуль Юнга E твердых сплавов на основе WC (а) и TiC (б) в зависимости от содержания связки. 1,2 – WC-Co (соответственно $\bar{d}$ = 2...2,2 и 4,6...4,8 мкм) /14/; 3 – WC-TiC-Co (TiC:WC = 15:79 по массе) /12/; 4 – карбидостали разных составов.

карбидных зерен под ударами абразивных частиц. В некоторых условиях, например при изнашивании тонким абразивом [10], либо при небольших скоростях абразивной струи [11], когда абразивные частицы не способны вызвать прямое разрушение карбидных зерен и преобладает усталостный механизм изнашивания, износостойкость крупнозернистых твердых сплавов, в частности карбидотитановых, выше мелкозернистых.

Литература

1. Клейс И.Р. Исследование ударного износа металлокерамических сплавов разной твердости // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1965. № 219. С. 3-11.

2. Исследование абразивной эрозии спеченных вольфрамовых твердых сплавов / Уэмыйс К.К., Клейс И.Р., Туманов В.И. и др. // Порошковая металлургия, 1974. № 3. С. 98-101.

3. Влияние состава и структуры сплавов карбид- вольфрамокобальт на износостойкость при ударно-абразивном истирании / Туманов В.И., Гольберг Э.А., Ильин Ю.Ф. и др. // Твердые сплавы: Сб. научн. тр. ВНИИТС М.: Металлургия 1969. № 8. С. 177-186.

4. Мойнова Н.В., Очкасов В.Ф. Износ безвольфрамовых твердых сплавов при различных условиях истирания // Современные инструментальные материалы на основе тугоплавких соединений: Сб. науч. тр. ВНИИТС. М.: Металлургия. 1985. С. 55-59.

5. Артамонов А.Я., Бовкун Г.А. Некоторые закономерности процесса абразивного изнашивания карбидов переходных металлов // Тугоплавкие карбиды. Киев: Наукова думка, 1970. С. 217-220.

6. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочник / Под ред Косолаповой Т.Я. М.: Металлургия. 1986. 928 с.

7. Кюбарсепп Я.П., Аннука Х.И., Вальдма Л.Э. Исследование некоторых условий применяемости твердых сплавов TiC-сталь при абразивном и гидроабразивном изнашивании // Трение и износ. 1985. Том УI. № 5. С. 851-858.

8. Исследование структуры сплава TiC-Fe-Mo-Cr изготовленного в условиях высоких давлений / Бойко П.А., Костенецкая Г.Д., Симкин Э.С. и др. // Высокие давления и свойства материалов. Киев: Наукова думка, 1979. С. 149-151.

9. Ellis J.L. Alloy bonded carbides produced by P/M are superior when adhesive wear is present // P/M-82 Eur. Int. Powder Met. Conf. Milano. s.a. P. 47-54.

10. Gahr K., Fischer A. Einfluß des Gefüges von WC-Co Hartmetallen auf die Bruchzähigkeit und den Abrasivverschleiß // Metall (W-Berlin). 1981. Bd. 35, N 1. S. 38-44.

11. Пирсо Ю.Ю., Каллас П.К. Кинетика абразивного изнашивания поверхностей твердых сплавов // Тезисы докл. Всесоюз. конф. по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах. Красноярск. 1980. С. 282.

12. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия, 1971. 247 с.

I3. Третьяков В.И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1976. 528 с.

I4. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наукова думка, 1984. 328 с.

J. Kübarsepp, L. Valdma,
H. Annuka

The Wear Resistance in Abrasion Jet of Steel-bonded Titanium Carbides

Abstract

The wear resistance in abrasion jet of steel-bonded TiC-base-cemented carbides in comparison with WC-Co and TiC-(Ni,Mo)-cemented carbides was investigated. The conditions when the TiC-base-cemented carbides can substitute the WC-base-cemented carbides were shown.

J. Kübarsepp, L. Valdma,
H. Annuka

Karbiidteraste kulumiskindlus abrasiivijoas

Kokkuvõte

Uuriti erinevate sideainekoostisega karbiidteraste kulumiskindlust abrasiivijoas, võrreldes standardsete kõvasulamitega WC-Co ja TiC-(Ni,Mo). Samuti võrreldi nende sulamite mehaanilisi omadusi: kõvadust, elastsusmoodulit, paindetugevust, löögisitkust. Erineva sideainekoostise ja struktuuriga ning ühesuguse kõvadusega karbiidteraste kulumiskindluse võrdlus näitab, et kõvadustel üle abrasiivi kõvaduse (1100–1200 HV) on kõige kulumiskindlamad termiliselt töödeldava sideainega sulamid. Titaankarbiidsete kõvasulamite (sealhulgas karbiidteraste) kulumiskindlus abrasiivijoas jääb sideaine väikese sisalduse puhul (alla 20 mahu %) tunduvalt alla volframkarbiidsete kõvasulamite WC–Co kulumiskindlusele.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

В.А. Кудрявцев, П.К. Каллас, П.А. Тани

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ВК20 НА ИХ СВОЙСТВА

Эффективность применения твердых сплавов группы ВК в значительной мере определяется уровнем их качества и степенью однородности по механическим и эксплуатационным свойствам. Последние, в свою очередь, определяются составом, условиями получения и структурой сплавов, формирующихся в процессе спекания.

Структура таким образом является центральным звеном, связывающим технологию получения сплавов с их свойствами и характеризуется такими параметрами, как наличие или отсутствие пористости, свободного графита, двойного карбида W_3Co_3C (η_1 - фазы), величиной зерна карбидной фазы и степенью однородности их размеров, наличием или отсутствием скоплений крупных зерен, однородностью состава сплава по объему.

При микроструктурной оценке качества твердого сплава величина зерна карбидной фазы оценивается некой линейной величиной, полученной путем усреднения линейных размеров большого количества карбидных зерен, попавших в плоскость шлифа, при этом степень однородности их размеров количественно не учитывается. Присутствие в структуре отдельных крупных карбидных зерен или их скоплений может быть вызвано множеством факторов: миграцией жидкой фазы при спекании [1, 2], наличием свободного углерода в исходном карбиде вольфрама или науглероживанием в процессе спекания [3, 4], неоднородностью размеров исходных карбидов [5], присутствием примесей в исходном карбиде [6], неоднородностью распределения в шихте технологических добавок [7, 8], некачественным размолом смеси, приводящим к росту карбидных зерен путем собирательной рекристаллизации [9, 10].

В настоящее время практически отсутствуют данные о влиянии отдельных крупных зерен на свойства твердых сплавов. Имеющиеся работы, такие как [II-I3], не могут однозначно дать ответ на вопрос о роли отдельных крупных карбидных зерен в формировании тех или иных эксплуатационных свойств.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния микроструктуры твердых сплавов на механические и эксплуатационные свойства, причем особое внимание уделялось степени однородности размеров карбидных зерен.

Объектом исследования был выбран твердый сплав одной марки ВК20, изготовленный из различных партий исходной смеси и имеющий в силу этого различную микроструктуру. Режимы спекания сплавов в среде водорода выбирались таким образом, что все они находились в двухфазной зоне: в структуре отсутствует свободный графит и η_1-фаза. Свойства полученных сплавов приведены в таблице I. Там же представлены такие параметры структуры, как средние величины карбидного зерна $d_{ср}$ и $d^{v}_{ср}$.

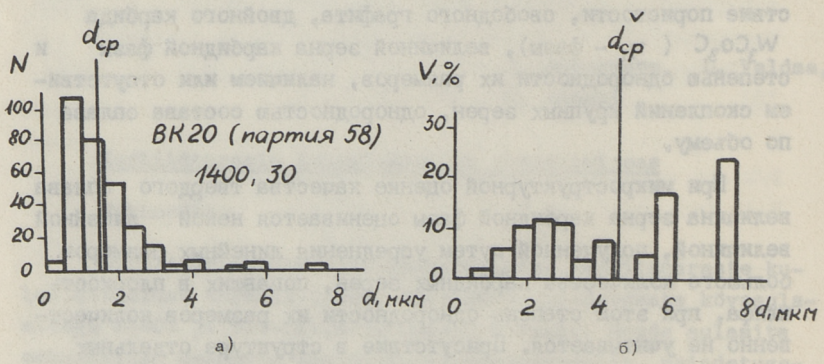


Рис. 1. Гистограмма распределения размеров карбидных зерен (а) и относительный объем каждого размера карбидных зерен (б).

На рис. I представлены гистограмма распределения карбидных зерен случайно отобранного сплава ВК20 по линейным размерам и диаграмма относительного объема каждого размера карбидных зерен. Исследования структуры проводились при увеличении х2000 на микроскопе "НЕОФОТ". Из представленных данных видно, что несмотря на большое число мелких зерен в исследованной выборке они вносят малый по объему вклад в

Таблица I

Свойства исследованных сплавов ВК20

Номер партии порошковой смеси	Предел прочности при изгибе σ_u МПа	Твердость HV МПа	Средняя величина карбидного зерна $d_{ср}$ мкм	Средняя объемная величина карбидного зерна $d^v_{ср}$ мкм	$\frac{d^v_{ср}}{d_{ср}}$	Относительная износостойкость ε в структуре абразива при угле атаки		Работа сил при внедрении в поверхность сплава индентора (сфера $r = 0{,}2$ мм) $A \cdot 10^6$, Дж			Энергоемкость поверхности сплава $Э = A_у / A_{пл}$
						30^0	90^0	упругая $A_у$	пластическая $A_{пл}$	общая $A_{об}$	
582	2410	10640	1,88	4,36	2,3	4,02	0,84	112,7	214,5	327,2	0,53
20040	2710	10640	1,64	4,79	2,9	5,76	1,47	127,3	199,2	326,5	0,63
630	2900	10640	1,66	3,60	2,2	6,15	1,39	111,6	185,1	296,6	0,61
20010	3030	11320	2,20	4,92	2,2	4,03	0,84	120,2	224,1	344,3	0,54
20022	3180	10700	1,93	3,64	1,9	4,32	0,94	115,3	204,8	320,1	0,55
20040^x	3460	10330	1,29	3,90	3	5,98	1,40	121,0	195,7	316,8	0,62
1838	3670	10970	1,93	4,19	2,2	5,27	1,09	112,4	197,9	310,3	0,57
20020	3760	10480	1,57	2,65	1,7	5,35	1,21	108,1	198,3	306,4	0,56

общий объем карбидной фазы и, наоборот, небольшое число крупных зерен вносит значительный вклад в объем карбидной фазы и соответственно, можно предположить, в формирование свойств сплава. Это весьма существенное обстоятельства, если учесть сильную зависимость физико-механических свойств твердого сплава от величины зерна карбидной фазы.

В связи с этим сделана попытка охарактеризовать структуру твердого сплава таким параметром как $d^{v}_{ср}$, статус которого - величина зерна карбидной фазы, ниже и выше которой зерна вносят по 50 % в объем карбидной фазы. Параметр $d^{v}_{ср}$ не коррелируется со средней величиной карбидного зерна $d_{ср}$, на что указывает изменение отношения $d^{v}_{ср}/d_{ср}$ в пределах 1,7 - 3 (табл.).

На рис. 2 и 3 приведены зависимости соответственно пределу прочности при изгибе и твердости от величины зерна. Четко выявляется зависимость прочности сплава от величины зерна карбидной фазы при использовании в качестве последней параметра $d^{v}_{ср}$. Исследованные сплавы по своей зернистости находятся на ниспадающей ветви зависимости прочности от величины зерна [14], причем распадаются на две группы по четыре партии в каждой. Это можно объяснить тем, что сплавы, обозначенные кружком (сплавы I), по своему химическому составу находятся на нижней, а обозначенные квадратом (сплавы П) - на верхней границе двухфазной области по углероду. Косвенно это подтверждается рис. 3, из которого видно, что среднее значение твердости сплавов I выше, чем у сплавов П, что объясняется большим содержанием вольфрама в связке на нижней границе двухфазной области.

В зависимости твердости от величины карбидного зерна также более тесная корреляция наблюдается при использовании параметра $d^{v}_{ср}$ (рис. 3). Полученные результаты показывают, что введение в характеристику структуры такого параметра, как $d^{v}_{ср}$, позволяет объяснить большой разброс свойств твердого сплава в узком диапазоне изменения средней величины зерна карбидной фазы.

В качестве эксплуатационной характеристики нами была выбрана абразивная износостойкость, которая определялась в струе абразивных частиц на центробежном ускорителе ЦУК-3М

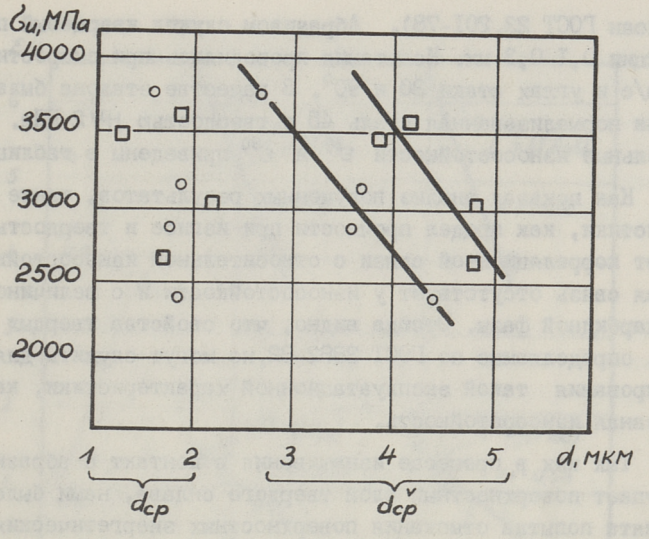


Рис. 2. Предел прочности при изгибе сплавов ВК20 в зависимости от размера карбидных зерен.

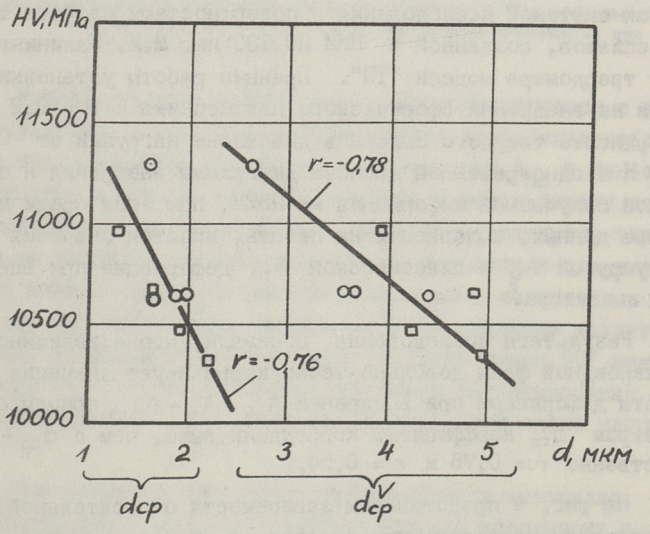


Рис. 3. Твердость по Виккерсу сплавов ВК20 в зависимости от размера карбидных зерен.

(описан ГОСТ 23.201-78). Абразивом служил кварцевый песок фракции 0,1-0,3 мм. Испытания проводились при скорости струи 80 м/с и углах атаки 30 и 90°. В качестве эталона была выбрана нормализованная сталь 45 с твердостью HV2 ГПа. Относительные износостойкости ε^{30} и ε^{90} приведены в таблице I.

Как показал анализ полученных результатов, такие характеристики, как предел прочности при изгибе и твердость не имеют корреляционной связи с относительной износостойкостью. Такая связь отсутствует у износостойкости и с величиной зерна карбидной фазы. Отсюда видно, что свойства твердых сплавов, определяемые по ГОСТ 3882-82, не могут служить для прогнозирования такой эксплуатационной характеристики, как абразивная износостойкость.

Так как в процессе изнашивания в контакт с абразивом вступает поверхностный слой твердого сплава, нами была предпринята попытка отыскания поверхностных энергетических характеристик сплава, тесно коррелирующих со стойкостью и зависящих от структуры сплава.

Исследования проводились на установке с автоматизированной системой исследования поверхностных свойств твердых сплавов, созданной в НИИ ПО ТЭЗ им. М.И. Калинина на базе твердомера модели "ТП". Принцип работы установки основан на внедрении сферического наконечника с $r = 0{,}2$ мм в поверхность твердого сплава в диапазоне нагрузки от 0 до 1000 Н с одновременной записью диаграммы внедрения и обработкой получаемой информации на ПЭВМ, при этом среди множества данных, выдаваемых на печать, имеются значения работ упругой $A_у$ и пластической $A_{пл}$ деформации при внедрении индентора.

Результаты исследования показали, что с величиной зерна карбидной фазы довольно тесно коррелирует значение общей работы деформации при внедрении $A_{об} = A_у + A_{пл}$, причем с параметром $d^{\vee}_{ср}$ коэффициент корреляции выше, чем с $d_{ср}$ – соответственно $r = 0{,}75$ и $r = 0{,}54$.

На рис. 4 представлены зависимости относительной износостойкости исследованных сплавов от работы упругой, пластической и общей работы деформации и приведены коэффициенты корреляции.

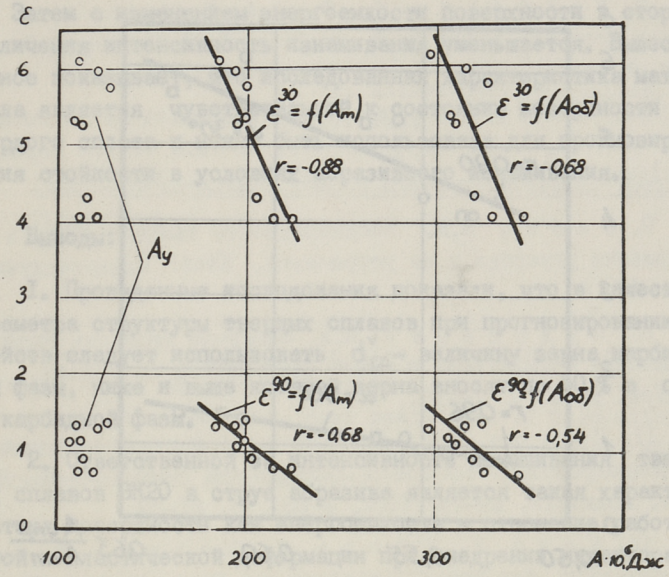


Рис. 4. Относительная износостойкость сплавов ВК20 в зависимости от упругой, пластической и общей работы деформации при внедрении индентора.

Работа упругой деформации A_y не коррелируется с износостойкостью сплавов. Наиболее тесная корреляция наблюдается между работой пластической деформации $A_{пл}$ и износостойкостью сплавов. Это согласуется с результатами исследования механизма изнашивания, из которых следует, что карбиды не разрушаются по усталостному процессу и для выкрашивания мелких карбидов требуется небольшое количество ударов (до 10) абразивных частиц [15]. Неожиданным является то, что коэффициенты корреляции при угле атаки 90° меньше, чем при 30°, несмотря на то, что схема индентирования и размер индентора соответствуют именно этой схеме нагружения.

При рассмотрении такой характеристики материала, как энергоемкость – отношение работы упругой деформации к работе пластической деформации (рис. 5) – видно, что она имеет тесную корреляцию с относительной износостойкостью. С ростом энергоемкости относительная износостойкость сплавов

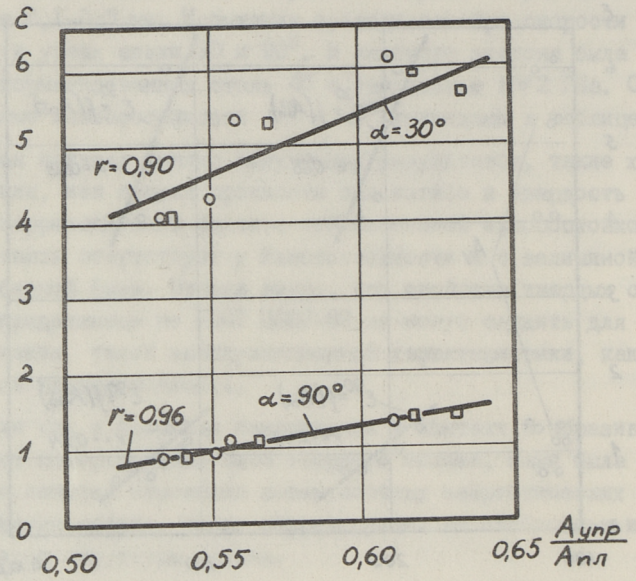


Рис. 5. Относительная износостойкость сплавов ВК20 в зависимости от их энергоемкости.

ВК20 в абразивной струе увеличивается. Полученные результаты позволяют предположить, что с ростом вклада A_y в $A_{об}$ все большая часть энергии при ударе абразива расходуется на упругую деформацию поверхности, а не на прямое разрушение, и механизм изнашивания сдвигается в направлении большего количества циклов, чтобы удалить частицу износа с поверхности материала. С ростом вклада $A_{пл}$ в $A_{об}$ возрастает глубина внедрения абразивной частицы в материал. т.е. поверхность больше деформируется пластически, что приводит к уменьшению износостойкости. При угле атаки 90° коэффициент корреляции больше, чем при 30°, что объясняется совпадением направлений сил нагружения при индентировании и изнашивании.

Следует отметить, что в процессе изнашивания изменяется энергоемкость поверхности твердого сплава, причем происходит ее увеличение в среднем на 8 % по сравнению с исходной. Это объясняет ход кривой изнашивания, когда на начальном этапе (период приработки) интенсивность изнашивания вы-

ше. Затем с изменением энергоемкости поверхности в сторону увеличения интенсивность изнашивания уменьшается. Вышесказанное показывает, что исследованная характеристика материала является чувствительной к состоянию поверхности твердого сплава и может быть использована для прогнозирования стойкости в условиях абразивного изнашивания.

Выводы:

I. Проведенные исследования показали, что в качестве параметра структуры твердых сплавов при прогнозировании их свойств следует использовать $d^{v}_{ср}$ - величину зерна карбидной фазы, ниже и выше которой зерна вносят по 50 % в объем карбидной фазы.

2. Ответственной за интенсивность изнашивания твердых сплавов ВК20 в струе абразива является такая характеристика поверхности как энергоемкость - отношение работ упругой и пластической деформации при внедрении индентора, с ростом которой растет износостойкость сплава.

Литература

I. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных сплавов. М.: Металлургия. I975. 248 с.

2. Колчин О.П. Управление структурой твердых сплавов и других гетерофазных материалов, получаемых жидкофазным спеканием // Порошковая металлургия. I982. № 9. С. I4-I8.

3. Gurland I. // J. Metals. 1954. V. 6. P. 285-290.

4. Шетилина Е.А., Чапорова И.Н. // Твердые сплавы. М.: Металлургия. I959 (ВНИИТС, Сб. № I). С. 209-225.

5. Mitsche R., Fischmeister H., Exner H.E. // Berg. und Hüttermann. Manatsh. 1966. H. 3. S. 138-146.

6. Lassner E. Volfram-Vam Erzkonzentrat zum Metallpulver // Erzmetall. 1978. H. 9. S. 394-397.

7. Ushijima K., Fuji K. Production of WC powder from WO_3 added Co_3O_4 // Journal of the Japan Institute of Metals. 1978. V. 42. P. 871-875.

8. Ushijima K. et al. Mechanism of WC formation from WO_3 added CO_3O_4 and C // Journal of the Japan Institute of Metals. 1978. V. 42. N 9. P. 876-881.

9. Бабич М.М. Неоднородность твердых сплавов по содержанию углерода и ее устранение. Киев: Наукова думка. 1975. 174 с.

10. Кудрявцев В.А. Спекание карбидов титана// Порошковая металлургия и новые композитные материалы. Саратов. 1985. С. 14-16.

11. Пирсо Ю.Ю. Возникновение и развитие трещин в карбидохромовых спеченных сплавах при сжатии // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1982. № 531. С. 21-29.

12. Merz A., Pompe W., Rebsch B. u.a. Verbesserung der Schneidleistung von Sinterhartmetallen durch Beeinflussung von Gefügeparametern // Abhandlungen der V Intern. Pulvermetallurgischen Tagung. Dresden, 1973. S. 27-1...27.-9.

13. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия. 1971. 248 с.

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

15. Каллас П.К., Вальдма Л.Э. Характер изнашивания спеченных твердых сплавов в струях гидроабразива и абразива // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1979. № 478. С. 11-17.

V. Kudryavtsev, P. Kallas,
P. Tani

Influence of Alloys (BK20) Microstructure on their Properties

Abstract

An attempt to characterize the structure of hard alloys by means of average grain size of carbide phase, below and above which the grains have 50 % of the volume of carbide phase, has been made. Wear resistance of hard alloys in the stream of abrasive particles correlates best with energy capacity of alloy surface.

V. Kudrjavtsev, P. Kallas,
P. Tani

Sulamite BK20 mikrostruktuuri mõju nende omadustele

Kokkuvõte

Kõvasulami struktuuri iseloomustamiseks kasutatakse sellist karbiiditera keskmist suurust, millest väiksemad ja suuremad terad moodustavad poole karbiidfaasi mahust. Kõvasulami kulumiskindlus abrasiivijoas on kõige paremini korrelatsioonis sulamipinna energiamahukusega.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762.669.018.5

Д.С. Аренсбургер, С.М. Летунович

СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ Cu-Ti-B

Титан, хром и цирконий получили наибольшее распространение при создании дисперсионно-твердеющих сплавов на медной основе, в том числе и спеченных. В пределах растворимости этих элементов в меди: 7,4 % для титана, 0,65 % для хрома и 0,9 % для циркония, создание пересыщенных твердых растворов титана в меди требует значительно больших концентраций последнего в сплаве, чем хрома или циркония. По нашим данным наибольшего эффекта остаривания после закалки можно добиться у сплавов с 0,7-0,8 % Cr и 1,4-2,0 % Ti.

Двойные стареющие сплавы Cu-Ti для электроконтактов не применяются ввиду их меньшей электропроводности при одинаковом уровне твердости в сравнении со сплавами Cu-Cr и применение титана в основном сводится к созданию сложных по составу мелкодисперсных фаз, образующихся при распаде пересыщенных твердых растворов в тройных и более сложных стареющих медных сплавах.

В работе [1] было установлено сильное влияние небольших добавок бора (0,1 % мас.) на физические и механические свойства спеченных медных сплавов Cu-Cr и Cu-Cr-Ti, которое, в частности, проявляется в резком снижении твердости сплавов, увеличении их пластичности и электропроводности.

В настоящей работе такое влияние бора изучалось на сплавах меди с титаном и определялась зависимость их твердости и электропроводности от некоторых технологических факторов.

Образцы для исследования готовились механическим смешиванием порошков электролитической меди, кальциегидридного титана и аморфного бора (все фракции мельче 45 мкм), со-

лодным прессованием брикетов ⌀ I3xI0 мм, спеканием в вакууме, допрессовкой, вторичным спеканием в водороде с последующей закалкой в воде и холодным выдавливанием (экструдированием) проволоки ⌀ 2,5x250 мм. Далее проводили старение образцов в интервале температур I00-500 °С и измеряли их электросопротивление с помощью моста Р3I6. Для измерения твердости вместо экструдирования образцы расплющивали с той же степенью деформации. Растворимость титана в меди контролировали измерением параметров кристаллической решетки сплавов на дифрактометре ДРОН-2, а также просмотром микрошлифов на электронном микроскопе В-300 "Тесла".

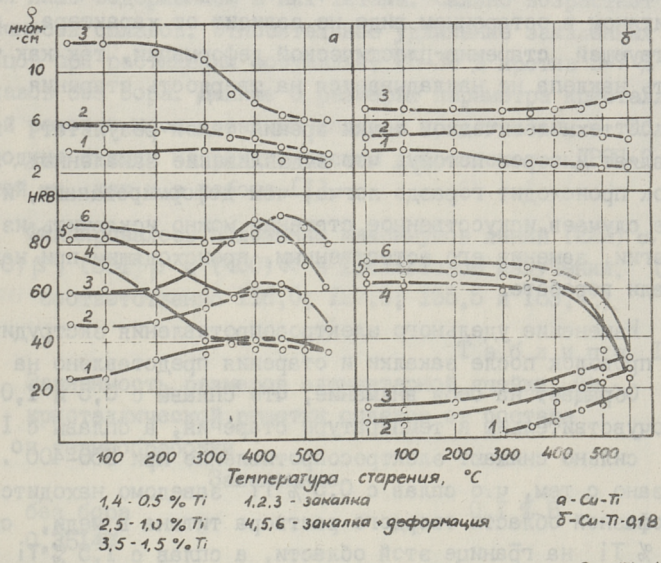


Рис. 1. Твердость и удельное электросопротивление сплавов Cu-Ti (а) и Cu-Ti-B (б) в зависимости от температуры старения. 1,4 - 0,5%; 2,5 - 1,0%; 3,6 - 1,5% Ti мас. Исходное состояние: 1,2,3 - закалка, 4,5,6 - закалка и деформация.

На рис. I представлена зависимость твердости и удельного электросопротивления исследованных сплавов от температуры старения. Твердость двойных сплавов с титаном перед старением зависит от характера предшествующей операции, если это была закалка, то в зависимости от содержания титана твердость меняется от 25 до 60 HRB (кривые I-3), если же остаривались закаленные, а потом деформированные образцы,

то независимо от состава их твердость лежит в интервале 75-85 HRB (кривые 4-6), что свидетельствует о преимущественно деформационном характере упрочнения последних. По мере увеличения температур старения от комнатных до 400-450° характер изменения твердости этих двух групп сплавов различен: у закаленных растет, у закаленных и деформированных - снижается, и в области температур 430-450° твердость сплавов одинакового состава сравнивается, а затем в обоих группах сплавов происходит ее снижение, связанное, вероятно, с коагуляцией выделившихся при старении частиц. Таким образом, в отличие от сплавов с хромом, (I) твердость медных сплавов с титаном в остаренном виде не зависит от характера предшествующей старению пластической деформации, так как твердость наклепа не накладывается на твердость старения.

С технологической точки зрения такой результат представляет интерес потому, что выдавливание закаленных заготовок происходит гораздо легче, чем деформированных, и в ряде случаев искусственное старение можно исключить из технологии, заменив его естественным, происходящим при нагреве детали в работе.

Изменение удельного электросопротивления экструдированных проволок после закалки и старения представлено на рис. Iа. Обращает на себя внимание, что сплавы с 0,5 и I,0 % Ti малочувствительны к температуре старения, а сплавы с I,5 % Ti сильно снижают электросопротивление при 350-400°. Это связано с тем, что сплав с 0,5 % Ti заведомо находится в однофазной области твердого раствора титана в меди, сплав с I % Ti на границе этой области, а сплав с I,5 % Ti в равновесном состоянии (2) является двухфазным. Соответственно этому сильно отличается электросопротивление сплавов непосредственно после закалки: (4-6) мкОм х см при содержании 0,5 и I,0 % Ti и I2-I3 мкОм х см у сплава с I,5 % Ti. Минимально полученное электросопротивление исследованных сплавов с I,5; I,0 и 0,5 % Ti после старения при 550 ° составило 6,0; 3,0 и 2,4 мкОм х см соответственно, это значительно больше, чем у ранее исследованных хромовых (2-2,2 мкОм х см) и хромотитановых (2,2-2,5 мкОм х см) сплавов (I).

Введение в стареющие медно-титановые сплавы малых добавок бора сильно изменяет их свойства, рис. Iб. Как видно

из графика, все исследованные сплавы почти полностью утрачивают способность к дисперсному твердению, при этом твердость спеченных сплавов с бором оказывается ниже, чем у закаленных Cu-Ti сплавав, при одинаковом содержании титана. После закалки твердость HRB может быть измерена лишь у сплавов с I-I,5 % Ti. Твердость деформированных сплавов монотонно уменьшается с ростом температуры старения и при 550 ^{o} сравнивается с твердостью недеформированных сплавов.

Удельное электросопротивление сплавов с бором также практически не зависит от температуры старения и определяется лишь содержанием в них титана. Сильно возрастает пластичность сплавов. Относительное удлинение закаленных образцов при растяжении составляет 25-30 % против 5-7 % у сплавов без бора. Данные о размерах параметра кристаллической решетки исследованных сплавов представлены в табл. I. Методика съемок на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 была такой же, как и в работе [I].

Фиксировалось положение максимумов линий (222) α, (400) β, (33I) β и (400) α в кобальтовом излучении. (Угол 2Θ соответственно II8,0; I27,5; I55,5 и I63,4^{o}.)

Таблица I

Зависимость размеров элементарной ячейки, нм кристаллической решетки сплавов от состава и термообработки

	Закаленные	
	без бора	0,I % B
Cu	0,36I47	-
0,5	0,36I68	0,36I55
I,0	0,36I65	0,36I62
I,5	0,36I63	0,36I70
2,0	0,36I6I	0,36I79
	Остаренные	
Cu	0,36I49	-
0,5	0,36I6I	0,36I53
I,0	0,36I64	0,36I62
I,5	0,36I66	0,36I69
2,0	0,36I68	0,36I77

Данные табл. I показывают, что при добавке 0,5 % Ti в медь размер элементарной ячейки увеличивается на 0,00020 ± 0,00025 нм, и при дальнейшем легировании до 2 % изменяется мало. В сравнении со сплавами Cu-Cr термообработка сплавов Cu-Ti слабо влияет на изменение размеров элементарной ячейки.

Разница размеров ячейки закаленных и остаренных сплавов Cu-Cr составляет до 0,00030 нм [I], а сплавов Cu-Ti только 0,00005-0,00007 нм. Такой результат согласуется со значительно меньшим различием свойств между закаленными и остаренными сплавами Cu-Ti в отличие от сплава Cu-Cr.

Вероятно это связано с тем, что титан в гораздо большей мере, чем хром, склонен к образованию твердых растворов в меди, не распадающихся с выделением второй фазы при старении.

У сплавов с бором размер элементарной ячейки также зависит только от состава и не меняется при термообрабстке.

Разупрочняющее влияние бора в стареющих Cu-Ti сплавах, видимо, связано с образованием боридов титана, инертных в отношении медной основы, однако ввиду их малого количества они не обнаруживаются рентгеновским фазовым анализом. Дифрактограммы сплавов Cu 0,5 Ti и Cu -2,0 Ti аналогичны дифрактограммам сплавов Cu 0,5 Ti 0,I B и Cu 2 Ti 0,I B.

Однако обращает на себя внимание факт немонотонного изменения ширины рентгеновских рефлексов линий (222)α,(400)β, (33I)β и (400)α меди в сплаве Cu -I,5 Ti при его легировании увеличивающейся добавкой бора, что представлено на рис. 2.

Как из него видно, первоначально размытые линии сплава Cu -I,5 Ti без бора постепенно увеличивают четкость и особенно разрешение дублета $\alpha_1 - \alpha_2$ при введении в него 0,2 и особенно 0,4 % B. Затем, при дальнейшем увеличении добавок бора до 0,6; 0,8 и I,0 % четкость линий вновь снижается.

Полученный результат подтверждает предположение о механизме действия бора в исследованных сплавах, а именно: увеличение содержания бора до 0,4 % приводит к полному связыванию титана в бориды, не образующие пересыщенных растворов при закалке и неспособных поэтому к распаду при старе-

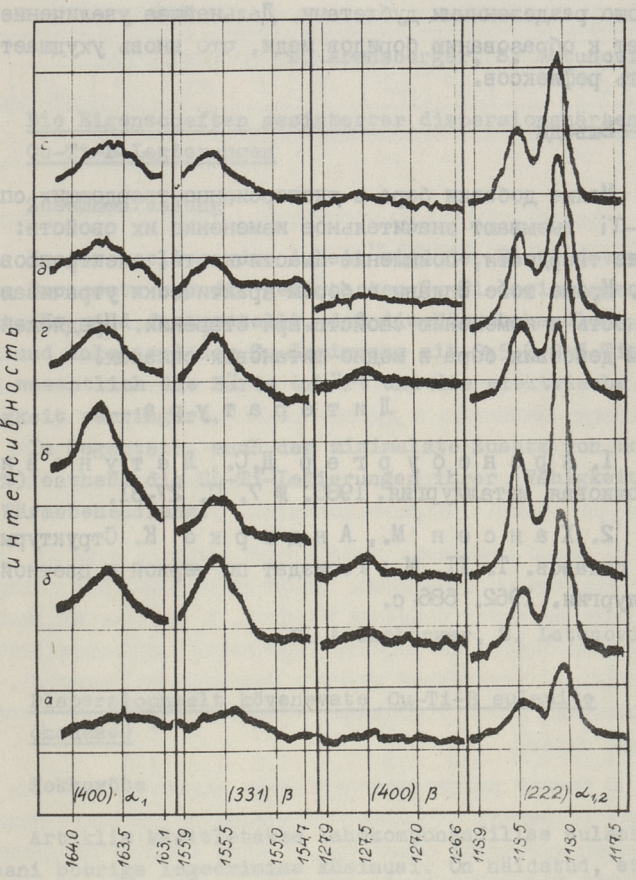


Рис. 2. Дифрактограммы линий меди в Cu-Ti-B сплавах. Отжиг 100 час, 800 °С.

рении. Происходит обособление медной и титан-боридной фаз, которое проявляется на рентгенограмме четкими рефлексами с хорошо разделенными дублетами. Дальнейшее увеличение бора ведет к образованию боридов меди, что вновь ухудшает четкость рефлексов.

Выводы

Малые добавки бора в дисперсионно-твердеющих сплавах Cu-Ti вызывают значительное изменение их свойств: снижение твердости, повышение пластичности, электропроводности. Кроме того сплавы с бором практически утрачивают способность к изменению свойств при старении. Предложен механизм действия бора в медно-титановых сплавах.

Литература

I. Аренсбургер Д.С., Летунович С.М. Порошковая металлургия. 1986. № 7. С. 27-31.

2. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Т. II. М.: Госиздат по черной и цветной металлургии. 1962. 686 с.

D. Arensburger, S. Letunovitsch

Die Eigenschaften gesinterter dispersionshärtender Cu-Ti-B-Legierungen

Zusammenfassung

In der vorliegender Arbeit wird der Einfluß von minimalem Borzusatz auf die gesinterten Cu-Ti-Legierungen untersucht. Es wird festgestellt, daß die Wärmebehandlung (Härtung und Anlassen) der Cu-Legierung mit 0,5-2,0 % Titanzusatz wesentlich die Härte erhört und die elektrische Leitfähigkeit verringert.

Im Gegenteil, auch der minimalste Zusatz von Bor (bis 0,2 %) enthebt die Cu-Ti-Legierungen ihrer Fähigkeiten bei der Wärmebehandlung.

D. Arensburger, S. Letunovitš

Dispersioonselt kõvenevate Cu-Ti-B sulamite omadused

Kokkuvõte

Artiklis käsitletakse kahekomponendilise sulami vasktitaani booriga legeerimise küsimusi. On näidatud, et väikesed boorikogused kõrvaldavad kalduvuse vananemisel dispersioonselt kõveneda. Selle kõige tõenäolisem põhjus võib olla titaani sidumine boriididesse, mis rikub vases karastamisel üleküllastunud tahke titaanilahuse tekkimist ning selle lahuse lagunemise mehhanismi vananemisel.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:669.018.5

С.М. Летунович, Ю.Ю. Пирсо

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ

Медь является основой электроконтактных материалов. Среди неблагородных материалов медь имеет самую высокую тепло- и электропроводность, хорошую технологичность, коррозионную стойкость и другие свойства, которые требуются для электрических контактов. Основным недостатком ее являются сравнительно низкие прочностные свойства и низкая температура начала рекристаллизации.

С целью повышения прочностных свойств меди ее легируют различными добавками. Основной задачей при легировании меди является создание сплавов, в которых максимальное улучшение одного из свойств (прочность) сопровождалось бы минимальным ухудшением другого (электропроводность). Для обеспечения этого требования используют низколегированные медные сплавы.

В данной работе исследовалось влияние различных легирующих элементов на физико-механические свойства меди после термохимической обработки. В медь вводили следующие легирующие элементы: Co, Ni, Fe, Cr, Ti, Cd, Sn, Nb, Mo, Mn. Точно установленного предела легирования низколегированных медных сплавов электроконтактного назначения не существует. В литературе на этот счет приведены следующие цифры: 1–2 % [1], 1–3 % [2] и 0,5–5,0 % [3]. В данной работе количество легирующих элементов составляло 2 % (по массе).

Для решения этой задачи был использован симплексотсеивающий план математического планирования эксперимента [4].

Матрица использования симплекс-отсеивающего плана приведена в табл. 1.

Таблица I

Количество легирующих элементов согласно симплекс-отсеивающему плану

	Состав, (масс) %									
	Co	Ni	Fe	Cr	Ti	Cd	Sn	Nb	Mo	Mn
I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II
I	2	–	–	–	–	–	–	–	–	–
2	–	2	–	–	–	–	–	–	–	–
3	–	–	2	–	–	–	–	–	–	–
4	–	–	–	2	–	–	–	–	–	–
5	–	–	–	–	2	–	–	–	–	–
6	–	–	–	–	–	2	–	–	–	–
7	–	–	–	–	–	–	2	–	–	–
8	–	–	–	–	–	–	–	2	–	–
9	–	–	–	–	–	–	–	–	2	–
I0	–	–	–	–	–	–	–	–	–	2
II	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I2	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I3	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I4	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I5	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I6	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I	0,I
I7	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I	0,I
I8	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I	0,I
I9	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I	0,I
20	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	0,I	I,I
2I	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
22	–	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
23	0,22	–	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
24	0,22	0,22	–	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
25	0,22	0,22	0,22	–	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
26	0,22	0,22	0,22	0,22	–	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22
27	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	–	0,22	0,22	0,22	0,22
28	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	–	0,22	0,22	0,22
29	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	–	0,22	0,22
30	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	–	0,22
3I	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	0,22	–

Таблица 2

Некоторые физико-механические свойства термически обработанных порошковых сплавов на медной основе

Свойства	№ сплава	Температура старения (отпуска), °С					№ сплава	Температура старения (отпуска), °С					№ сплава	Температура старения (отпуска), °С				
		350	400	450	500	550		350	400	450	500	550		350	400	450	500	550
I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II	I2	I3	I4	I5	I6	I7	I8	I9
	I						II						22					
λ, %		5I,3	52,0	53,0	52,0	45,9		35,9	4I,2	47,4	47,9	44,I		42,2	46,I	56,2	60,0	62,5
HRB		34	36	34	32	32		67	45	4I	39	38		76	77	72	70	52
$\sigma_в$, МПа		30I	304	305	304	302		457	434	364	353	325		54I	572	568	502	429
$\sigma_{0,2}$, МПа		I92	I94	I94	I90	I85		249	22I	I99	I76	I27		43I	457	444	35I	3I8
δ, %		20,5	20,5	2I,5	25,6	26,2		I0,2	I0,I	I0,I	I2,5	2I,5		3,7	2,2	4,5	6,8	6,9
	2						I2						23					
λ, %		50,I	50,I	5I,3	52,6	47,9		45,2	46,I	49,8	50,9	50,9		4I,4	45,6	52,I	60,0	57,6
HRB		2I	26	20	I7	I6		7I	54	44	40	30		75	74	72	69	52
$\sigma_в$, МПа		263	263	258	253	226		504	420	399	295	223		533	556	542	5I2	398
$\sigma_{0,2}$, МПа		I69	I72	I40	I39	I30		260	2I7	207	I86	I54		35I	4I7	397	34I	270
δ, %		24,8	25,0	25,3	26,3	26,8		8,0	8,9	9,5	II,7	20,8		5,8	5,8	8,4	9,0	9,8
	3						I3						24					
λ, %		66,8	68,0	69,0	67,8	64,8		5I,5	55,4	6I,7	63,4	62,5		39,I	44,2	52,8	56,2	59,I
HRB		22	2I	I9	I8	I8		62	49	4I	34	30		75	77	74	7I	57

I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II	I2	I3	I4	I5	I6	I7	I8	I9
$\sigma_в$, МПа		280	267	266	265	263		448	398	388	227	220		534	552	542	526	455
$\sigma_{0,2}$, МПа		I75	I62	I57	I57	I55		259	223	2I5	I57	I52		388	422	356	352	3II
δ, %		22,0	25,4	25,6	27,0	27,I		4,6	5,7	8,5	I3,6	I7,4		4,4	5,3	5,9	6,3	8,9
	4						I4						25					
λ, %		57,I	77,5	89,8	95,6	95,6		47,I	56,9	64,3	69,5	70,6		42,8	45,9	53,8	55,3	59,5
HRB		72	80	72	56	5I		72	76	74	70	45		73	72	63	55	42
$\sigma_в$, МПа		500	577	493	39I	3I8		52I	559	475	403	343		505	5I6	495	4I6	375
$\sigma_{0,2}$, МПа		360	432	35I	252	I94		32I	364	30I	234	I29		448	465	439	386	282
δ, %		8,8	II,I	20,5	20,7	2I,2		7,4	4,7	3,0	5,8	9,4		5,2	5,3	6,6	6,8	6,9
	5						I5						26					
λ, %		I7,7	20,9	30,3	28,7	22,5		2I,5	25,2	30,4	33,2	33,0		40,8	44,6	5I,3	50,I	47,9
HRB		94	96	94	92	80		80	88	86	80	70		70	69	59	42	33
$\sigma_в$, МПа		962	I0I4	945	74I	550		676	727	706	638	492		505	488	436	345	327
$\sigma_{0,2}$, МПа		466	569	485	404	357		460	480	470	435	365		420	4I8	346	23I	I84
δ, %		6,4	5,6	3,7	8,5	9,5		6,3	5,5	5,8	6,9	7,2		9,5	I2,2	I6,0	26,6	23,0
	6						I6						27					
λ, %		99,4	99,4	99,4	99,4	99,4		69,5	69,5	69,5	70,6	70,6		37,7	43,7	53,7	55,8	59,5
HRB		34	24	20	I5	I2		62	28	2I	20	I8		75	77	76	72	60
$\sigma_в$, МПа		243	28I	280	277	268		360	29I	276	276	275		542	555	556	525	462
$\sigma_{0,2}$, МПа		I58	I52	I4I	I35	I35		262	I78	I5I	I45	I40		4I3	423	429	408	37I
δ, %		29,9	3I,4	32,6	30,2	28,2		I5,3	20,6	28,6	28,6	26,5		6,I	6,I	5,7	7,6	7,7

I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II	I2	I3	I4	I5	I6	I7	I8	I9
	7						I7						28					
λ,%		34,3	34,5	35,4	34,I	34,I		38,0	39,3	42,0	4I,6	4I,6		42,4	46,9	55,8	60,4	6I,2
HRB		7I	4I	30	28	20		76	77	53	50	40		68	69	66	65	55
$\sigma_в$, МПа		434	367	367	352	350		533	565	390	384	247		5I8	545	585	527	5I6
$\sigma_{0,2}$,МПа		2I7	I78	I74	I69	I64		3I6	347	268	245	I85		44I	448	493	4I0	376
δ,%		I4,3	26,0	30,4	29,5	29,5		7,9	I0,6	I5,I	25,3	20,3		3,2	4,8	5,6	7,4	6,9
	8						I8						29					
λ,%		97,3	97,3	97,3	99,4	95,I		60,8	64,4	68,4	73,0	72,9		38,7	43,7	52,0	55,I	56,5
HRB		30	24	23	22	I6		70	55	46	4I	39		75	77	74	68	60
$\sigma_в$, МПа		27I	259	248	242	2I5		459	4II	402	402	389		552	555	566	523	4II
$\sigma_{0,2}$,МПа		I53	I45	I4I	I38	I35		276	270	265	264	253		407	436	444	435	3I2
δ,%		24,5	24,5	27,6	30,2	27,8		6,4	7,2	8,8	8,9	8,0		6,6	5,3	6,2	6,6	9,3
	9						I9						30					
λ,%		99,4	99,4	99,4	99,4	99,4		62,6	63,4	67,4	67,4	68,4		38,8	43,3	52,8	57,6	60,8
HRB		26	23	I9	I6	I4		60	46	4I	37	28		75	78	75	7I	60
$\sigma_в$, МПа		25I	250	248	247	245		458	392	377	3I3	299		548	572	573	558	485
$\sigma_{0,2}$,МПа		I6I	I58	I44	I39	I35		253	250	236	I67	I57		433	436	442	430	4I6
δ,%		22,2	22,6	24,3	24,6	23,8		7,5	I5,3	I8,5	25,4	26,0		5,5	5,7	8,0	5,6	5,3

I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II	I2	I3	I4	I5	I6	I7	I8	I9
	I0						20						3I					
λ,%		2I,4	2I,6	2I,6	2I,8	2I,4		30,0	30,7	32,7	32,2	32,2		42,6	49,2	59,I	62,6	66,3
HRB		74	70	38	33	26		70	67	45	39	30		74	76	76	70	59
$\sigma_в$, МПа		529	462	327	3I6	3I4		466	453	374	325	273		526	539	539	5I8	365
$\sigma_{0,2}$, МПа		325	243	I64	I45	I30		309	308	255	I98	I70		403	427	436	403	280
δ,%		9,2	I5,3	29,4	29,4	29,5		3,4	6,3	9,6	I7,I	I6,I		4,8	7,6	7,7	7,9	9,6
							2I											
λ,%								4I,6	44,7	55,2	57,3	60,0						
HRB								74	74	73	66	52						
$\sigma_в$, МПа								544	552	532	5I6	428						
$\sigma_{0,2}$, МПа								4I4	423	4I8	40I	273						
δ,%								3,5	5,7	8,2	I0,3	I0,5						

Таблица 3

Результаты симплекс-отсеивающего планирования при изучении свойств медных сплавов

Фактор	Свойства			Коэффициенты	Контрасты	Свойства			Коэффициенты	Контрасты
	I	0,55	0			I	0,55	0		
I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II
	Относительная электропроводность, %					Твердость				
Co	52,0	47,7	60,0	48,9	-I3,7	36	4I	70	32,I	-I7,7
Ni	50,I	49,8	60,0	48,3	-I4,4	26	44	69	25,4	-25,I
Fe	68,0	6I,7	56,2	67,6	7,0	2I	4I	7I	20,I	-3I,0
Cr	89,8	69,5	53,8	88,2	29,9	72	70	63	72,6	27,3
Ti	30,3	30,4	5I,3	26,4	-38,7	94	86	59	96,7	54,I
Cd	99,4	69,5	55,8	95,4	38,2	34	62	72	38,I	-II,0
Sn	34,3	39,3	60,4	3I,6	-33,0	7I	77	65	74,3	29,2
Nb	97,3	68,4	55,I	93,6	35,9	24	46	68	24,6	-26,0
Mo	99,4	67,4	57,6	94,5	36,9	26	4I	7I	24,0	-26,7
Mn	2I,4	30,7	62,6	I7,9	-48,2	74	67	70	72,2	26,9

Примечание: Относительная электропроводность в центре симплекса (0,I0) равна 57,3 %

Примечание: Твердость в центре симплекса (0,I0) равна 66.

I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II
	Предел прочности, МПа					Предел текучести, МПа				
Co	304	364	502	29I	-II8	I94	I99	35I	I62	-64
Ni	263	399	5I2	270	-I4I	I72	207	34I	I48	-78
Fe	267	388	526	267	-I45	I62	2I5	352	I42	-85
Cr	493	403	495	457	66	35I	234	439	288	77
Ti	945	706	436	939	602	485	470	346	496	308
Cd	283	360	525	270	-I42	I58	262	408	I49	-78
Sn	434	565	527	467	77	2I7	347	4I0	228	I0
Nb	259	402	523	267	-I46	I45	265	435	I36	-92
Mo	25I	377	558	246	-I68	I6I	236	430	I39	-89
Mn	529	453	5I8	502	II6	325	308	403	300	90
	Примечание: Предел прочности в центре симплекса (0,I0) равен 5I6 МПа					Примечание: Предел текучести в центре симплекса (0,I0) равен 40I МПа				
	Относительное удлинение, %					Интенсивность изнашивания, мм/км				
Co	20,5	I0,I	6,8	I8,8	I,I	I,05	0,89	0,60	I,07	0,20
Ni	25,0	9,5	9,0	2I,9	4,6	I,I8	0,73	0,59	I,II	0,25
Fe	25,4	8,5	6,3	22,I	4,8	I,06	0,9I	0,59	I,08	0,2I
Cr	20,5	5,8	6,6	I7,2	-0,7	0,42	0,52	0,65	0,42	-0,52
Ti	3,7	5,8	I6,0	2,5	-I7,0	0,52	0,55	0,62	0,5I	-0,42

I	2	3	4	5	6	7	8	9	I0	II
Cd	29,9	I5,3	7,6	28,I	II,5	I,I3	0,96	0,55	I,I7	0,3I
Sn	I4,3	I0,6	7,4	I4,0	-4,2	0,58	0,47	0,44	0,56	-0,36
Nb	24,5	8,8	6,6	2I,5	4,I	I,I7	0,66	0,57	I,08	0,2I
Mo	22,2	I8,5	5,6	23,5	6,3	I,24	0,72	0,52	I,I7	0,3I
Mn	9,2	6,3	7,8	9,3	-I0,5	0,7I	0,63	0,5I	0,7I	-0,20

Примечание: Относительное удлинение в центре симплекса (0,I0) равно I0,3 %.

Примечание: Интенсивность изнашивания в центре симплекса (0,I0) равна 0,60 мм/км.

Порошковые смеси готовились в баночном смесителе в течение 5 часов. Прессование образцов диаметром 13 мм и высотой 10 мм осуществлялось при давлении 500 МПа, спекание производилось в вакуумной печи при 950 °С в течение одного часа. Спеченные заготовки допрессовывали в той же прессформе при давлении 800 МПа. Нагрев под закалку вели в трубчатой водородной печи и закаливали в воду с температурой 950 °С. Затем для измерения твердости образцы расплющивали между двумя закаленными пластинами, а для измерения электросопротивления и прочности экструдировали в проволоку диаметром 3,0 мм при комнатной температуре. Степень деформации при осадке и экструзии была одинаковой. Заключительной операцией являлось остаривание (отпуск) образцов, которое осуществлялось в трубчатой водородной печи при температурах 350, 400, 450, 500 и 550 °С в течение одного часа.

Полученные результаты приведены в таблице 2.

Из каждого сплава был выбран один состав, учитывая при этом оптимальные величины относительной электропроводности и твердости. Выбранные сплавы испытывали на износ. Испытания проводили на специальной установке при плотности тока 20 А/мм^2, давлении 0,12 кг/мм^2 и скорости движения 9,5 м/мин.

В выбранных сплавах для каждого определенного свойства были рассчитаны оценки коэффициентов модели (Bi) методом наименьших квадратов (таблица 3). В этой же таблице указаны значения линейного эффекта компонентов (Ei) по полному симплексу.

Из полученных данных видно, что электропроводность меди снижают незначительно Cd, Mb, Nb и Cr. В то же время сплавы с этими элементами, за исключением Cr, имеют самые низкие значения твердости и прочности, а также большой износ. Сплавы с этими элементами можно использовать в деформированном состоянии без термической обработки, в контактах, где температура не превышает 350 °С [5]. При нагреве до этой температуры прочностные свойства у этих сплавов уменьшаются.

На прочность, твердость и износостойкость при этих условиях самое благоприятное влияние оказывают Ti, Mn, Cr, Sn. Но Ti, Mn и Sn больше всех снижают электропроводность сплавов.

Остальные элементы Co, Ni, Fe по влиянию на свойства порошковых медных сплавов лежат между группами элементов Cd, Mo, Nb и Ti, Mn, Sn. Из этих трех элементов лучшим является Co.

Самым лучшим легирующим элементом для меди является Cr, так как при повышенной твердости и прочности электропроводность снижается минимально. Поэтому Cr является основным легирующим элементом в низколегированных сплавах на медной основе для электрических контактов.

Двойные Cu-Cr сплавы обладают умеренной жаропрочностью. Для повышения жаропрочности их можно легировать небольшим числом легирующих элементов (2-3 элемента), чтобы обеспечить электропроводность на уровне 75-90 % от меди. Вводимые добавки должны иметь высокую температуру плавления, повышать температуру рекристаллизации и образовывать тугоплавкие и сложнолегированные жаропрочные избыточные фазы, не содержащие атомов растворителя. К этим положительно действующим добавкам относятся переходные элементы периодической системы Менделеева с недостроенными внутренними электронными оболочками (цирконий, кобальт, хром и др.) [6, 7].

Из элементов, которые упрочняют сплав, можно выбрать Ti, обладающий высокой упрочняющей способностью. Его нужно вводить в сплав в очень малых количествах, чтобы незначительно понижалась бы электропроводность.

Третьим легирующим элементом можно выбрать Co. Co вводят для повышения жаропрочности малолегированных медных сплавов, а также для препятствия росту зерна при термической обработке [8].

Выводы

I. Исследовано влияние состава на свойства порошковых медных сплавов, подвергнутых термомеханической обработке.

2. Перспективными легирующими элементами могут быть Cr, Ti, Co в системе Cu-Cr-Ti-Co.

Литература

I. Розенберг В.М., Николаев А.К. Об особенностях медных малолегированных тепло- и электропроводных сплавов // Цветные металлы. 1972. № 8. С. 65-70.

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

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

4. Новик Ф.С. Планирование эксперимента на симплексе при изучении металлических систем. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

5. Bas J.A. Alliages yrittes de cuivre dur à haute conductivité. "P/M 78.5th Eur. Symp. Powder Met., Stockholm, 1978, Prepr. Vol. 2". Södertälje, 1978. P. 13-18.

6. Захаров М.В. К вопросу о принципах легирования жаропрочных проводниковых медных и алюминиевых сплавов // Изв. вузов СССР. Цветная металлургия. 1970. № 2. С. 111-119.

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

8. Многокомпонентные низколегированные сплавы, обрабатываемые давлением (Зарубежная практика). М., 1975. 68 с.

S. Letunovitch, Y. Pirso

Influence of Content on the Properties of Sintered Copper Alloys

Abstract

With the aid of mathematical methods of test planning the dependence of the properties of copper alloys on the composition is shown. The influence of these components on electric conductivity, hardness, tensile strength, yield point, elongation and wear-resistance has been studied.

S. Letunovitš, J. Pirso

Pulbriliste vasesulamite koostise mõju nende omadustele

Kokkuvõte

Uuriti mitmesuguste legeerivate elementide mõju termomehaaniliselt töödeldud pulbriliste vasesulamite ekspluatatsiooniomadustele (suhteline elektrijuhtivus, kõvadus, tõmbetugevus, voolavuspiir, suhteline pikenemine, kulumise intensiivsus). Näidati, et perspektiivseteks legeerivateks elementideks võivad olla Cr, Ti, Co.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

П.А. Кулу

ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ ЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

Среди разнообразных методов повышения износостойкости деталей машин и механизмов особое значение имеют газотермические способы нанесения упрочняющих порошковых покрытий. К таким способам относятся, в первую очередь, газопламенное, плазменное и детонационное напыление. Универсальность методов газотермического напыления позволяет наносить самые различные по составу покрытия и решать обширный круг задач, связанных с повышением износо- и коррозионной стойкости, восстановлением деталей и др.

Вопросам изучения износостойкости порошковых материалов и покрытий в условиях трения посвящены многочисленные работы, в результате которых разработаны принципы их создания для данных условий работы [I]. Изучению износостойкости покрытий в условиях абразивной эрозии посвящены единичные исследования и оценить соответствие их проведения условиям эрозионного изнашивания без проведения соответствующих экспериментов, пока не представляется возможным.

В связи с этим, целью данной работы ставилась разработка принципов создания порошковых материалов и покрытий и основ их выбора для работы в условиях эрозионного изнашивания.

На основе проведенных нами исследований износостойкости, закономерностей и механизма изнашивания порошковых материалов на основе железа газотермических напыленных и наплавленных покрытий в условиях газо-, гидро- и коррозионно-абразивного изнашивания предложены модель эрозионного изнашивания порошковых материалов и покрытий, структурная модель эрозионностойких порошковых материалов и

покрытий и математическая модель расчета их износа при абразивной эрозии.

Выявлено, что механизм изнашивания малопористых порошковых материалов и покрытий (пористость до 10 %) аналогичен механизму изнашивания компактной стали, по которому превалирующими при малых и средних углах атаки ($\alpha \leq 45^{\circ}$) являются процессы микрорезания, при больших углах атаки - полудеформационное разрушение. С увеличением пористости материалов и покрытий появляются различия в механизме изнашивания пластических и хрупких материалов: первые изнашиваются аналогично мелкопористым материалам, при хрупких материалах и покрытиях как при малых, так и при больших углах атаки происходит хрупкое разрушение (выкрашивание частиц) материала. При пористости выше 25-30 % при пластических материалах, даже при малых углах атаки их разрушение аналогично хрупким материалам.

Предложена теоретически обоснованная структурная модель эрозионностойкого порошкового материала - беспористая или с минимальной пористостью со сферическими равномерно распределенными порами мелкозернистая гетерогенная структура с большим содержанием твердых составляющих в матрице (каркасная структура) с высоким ее сопротивлением сдвигу при малых и средних углах атаки; с меньшим содержанием твердых составляющих в упругопластической матрице (матричная структура) с высоким ее сопротивлением усталостному разрушению при прямых углах атаки. Структурными критериями износостойкости приняты критерий твердости структуры $K_{тс}$ (соотношение твердости матрицы и армирующей фазы) и критерий твердости абразива $K_{та}$ (соотношение твердости материала и твердости абразива).

Предложенная математическая модель расчета эрозионного износа пластических материалов основана на энергетической теории Г. Бекманна и И.Р. Клейса [2], по которой отделение материала происходит за счет сдвиговых процессов. При этом критерием износостойкости принят энергетический параметр - удельная энергоемкость сдвига e_s/τ_0 (соотношение удельной энергии сдвига и прочности единого контакта на срез). При хрупких материалах в математической модели критерием износостойкости принята трещиностойкость материала. При порош-

ковых гетерогенных материалах, в случае комбинированного механизма разрушения материала учитывают доли пластической деформации и хрупкого разрушения, в качестве дополнительного показателя вводится применяемая в механизме разрушения вероятность разрыва. В качестве твердости материала в расчетных моделях порошковых материалов приняты параметры вейбулловского распределения твердости H_0 и m в зависимости от величины контакта [4]. Приведена зависимость показателей распределения твердости материала со структурными характеристиками гетерогенного материала (количеством и размером твердых составляющих).

Исходя из вышеуказанного, предложены структурные, прочностные и триботехнические принципы создания эрозионностойких порошковых покрытий:

а) структурные

1. Минимизация пористости.

2. Стабилизация структуры.

3. Сфероидизация структуры.

4. Гетерогенизация структуры: каркасная (доля связки меньше 0,5) для работы при малых и средних углах атаки; матричная (доля армирующей фазы меньше 0,5) с равномерно распределенными твердыми составляющими в ней для работы при углах, ближе к прямым.

б) прочностные

5. Оптимизация комплекса свойств "твердость-пластичность" критерием твердости структуры $K_{тс}$: 0,3...0,6 с более высоким уровнем твердости структурных составляющих для работы при малых и средних углах атаки; 0,2...0,3 с более низким уровнем твердости структурных составляющих для работы при прямых углах атаки.

6. Энергетический принцип - максимальная удельная энергоемкость сдвига e_s.

в) триботехнические

7. Соблюдение закона S-кривых - критерий твердости абразива $K_{та}$ равна или больше единицы.

Предложены пути получения и повышения износостойкости эрозионностойких порошковых материалов и покрытий, которые

по технологическим признакам можно разделить на следующие основные группы:

I) способствующие уменьшению пористости стабилизации и сфероидизации структуры порошковых материалов и покрытий.

2) способствующие образованию мелкозернистой гетерогенной структуры.

К первой группе относятся способы пластического деформирования материала или поверхностного слоя, способы оплавления одного из компонентов материала или покрытия, способы ХТО элементами, растворяющимися в основе и осаждающимися на поверхности пор материала или покрытия, а также способы термической обработки, приводящие к стабилизации и сфероидизации структуры (как пор, так и твердых составляющих).

Ко второй группе относятся способы объемного и поверхностного легирования (введение карбидов и карбидообразующих элементов, комплексное диффузионное насыщение элементами, образующими химические соединения, поверхностное легирование, например, ЭИЛ карбидами), способы нанесения порошковых покрытий из композиционных порошков способами высокоскоростного напыления, быстрого нагрева и оплавления.

Реализация разработанных принципов создания эрозионностойких порошковых материалов и покрытий рассматривается на примере получения наплавленных покрытий из порошковых композиций на основе самофлюсующихся сплавов ПГ-СР и карбидов хрома и титана, предусмотренные для упрочнения и восстановления бастроизнашиваемых и изношенных деталей размольного, обдувочного и распыливающего оборудования.

Литература

I. Радомысельский И.Д. Принципы создания металлокерамических конструкционных материалов // Тр. I Междунар. конф. по порошковой металлургии. Дрезден, 1969. Т. 2. С. 370-377.

2. Бекманн Г., Гоцманн Й. Моделирование эрозионного изнашивания твердых хрупких материалов // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1985. № 609. С. 103-109.

3. Кулу П.А., Таммерайд И.И., Халлинг Я.А. Прогнозирование износостойкости порошковых материалов и покрытий в условиях абразивной эрозии // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1987. № 636. С. 32-40.

4. Beckmann G., Kleis I. Abtragverschleiß von Metallen. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1983.

P. Kulu

The Principles of Creating Erosion-Resistant Powder Materials and Coatings

Abstract

The wear-resistance and the mechanism of abrasive erosion of powder materials and coatings in the stream of abrasive were studied. The general principles of creating erosion-resistant powder materials and coatings on the basis of theoretical and experimental studies are given.

P. Kulu

Erosioonikindlate pulbermaterjalide ja -katete loomise põhimõtted

Kokkuvõte

Lähtudes pulbermaterjalide ja -katete kulumiskindluse eksperimentaaluuringutest, kulumiskindluse, poorsuse, kõvaduse ning teiste füüsikalis-mehaaniliste omaduste vahelistest seostest, on loodud suuremal või vähemal määral heterogeensete pulbermaterjalide erosioonkulumise ja struktuuri mudelid. Tuuakse erosioonikindlate pulbermaterjalide ja -katete loomise põhimõtted.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:620.178.167

П.А. Кулу, А.А. Рыук, М.В. Рыук

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ КОРРОЗИОННО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

Вопросам изучения износостойкости и механизма изнашивания порошковых покрытий в условиях газоабразивного изнашивания (ГАИ) посвящено ряд работ [1, 2]. В практике наряду с износостойкостью во многих случаях к деталям машин и механизмов предъявляют определенные требования по коррозионной стойкости (быстроизнашиваемые детали и узлы размалывающих устройств жидкого помола, обдувочных аппаратов и др.), однако данные об износостойкости порошковых покрытий в условиях гидро- и коррозионно-абразивного изнашивания практически отсутствуют.

В связи с этим в данной работе поставлена задача изучить износостойкость и механизм изнашивания порошковых покрытий в условиях коррозионно-абразивного изнашивания. Исследованы напыленные покрытия из порошков молибдена, нержавеющей стали и наплавленные покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР и композиций на их основе с карбидами.

Испытание на коррозионно-абразивное изнашивание (КАИ) проводилось на установке типа Штауффера [4] в водно-песчаной суспензии с концентрацией абразива - кварцевого песка (HV II-I2 ГПа) 5 мас.%, скорость струи - 7,5 м/с, длительность изнашивания - 48 ч.

Результаты испытаний - относительная износостойкость по сравнению со сталью 45 - изученных порошковых покрытий приведена в таблице. Как следует из таблицы, относительная износостойкость напыленных покрытий в условиях КАИ низкая аналогично износостойкости при ГАИ. Последнюю можно объяснить, в первую очередь, высокой остаточной пористостью и

низкой твердостью (микротвердость HV0,05 в пределах 0,8 - 3,8 ГПа) изученных напыленных плазменных покрытий. В отличие от напыленных покрытий износостойкость при КАИ наплавленных покрытий на основе самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР в 3-12 раз больше по сравнению с изнашиванием на ЦУКе (ГАИ).

Таблица

Износостойкость порошковых материалов и покрытий в условиях коррозионно-абразивного изнашивания

Тип и материал покрытия	Пористость, %	Твердость HV 0,05, ГПа	Относительная износостойкость $\varepsilon_м$
Напыленные плазменные покрытия из порошков			
- железа ПЖР-2КА	13-14	0,8	0,1/0,5; 0,3
- молибдена	7-8	3,8	1,2/0,1; -
- нержавеющей стали 11Х18МВД	10-12	2,0	0,3/0,1; -
Наплавленные покрытия из порошков			
- самофлюсующегося сплава типа ПГ-СР4	0	8,2	7,4/2,1; 0,6
- карбида хрома никель-фосфорной связкой (получено методом эмалирования)	2-3	8,8	6-10/ -
- сплава типа ПГ-СР3 +			
+ 30 % Cr_3C_2	2-3	8,2	5,0/1,1; 0,7
+ 50 % Cr_3C_2	2-3	8,2	3,6/1,0; 0,6
- сплава типа ПГ-СР4 +			
+ 50 % Cr_3C_2	2-3	9,6	5,2/ -
+ 50 % TiC	2-3	10,2	8,5/ -

1) В числителе относительная износостойкость при ГАИ в струе кварцевого песка со скоростью $v = 80$ м/с и при углах атаки 30 и 90° соответственно.

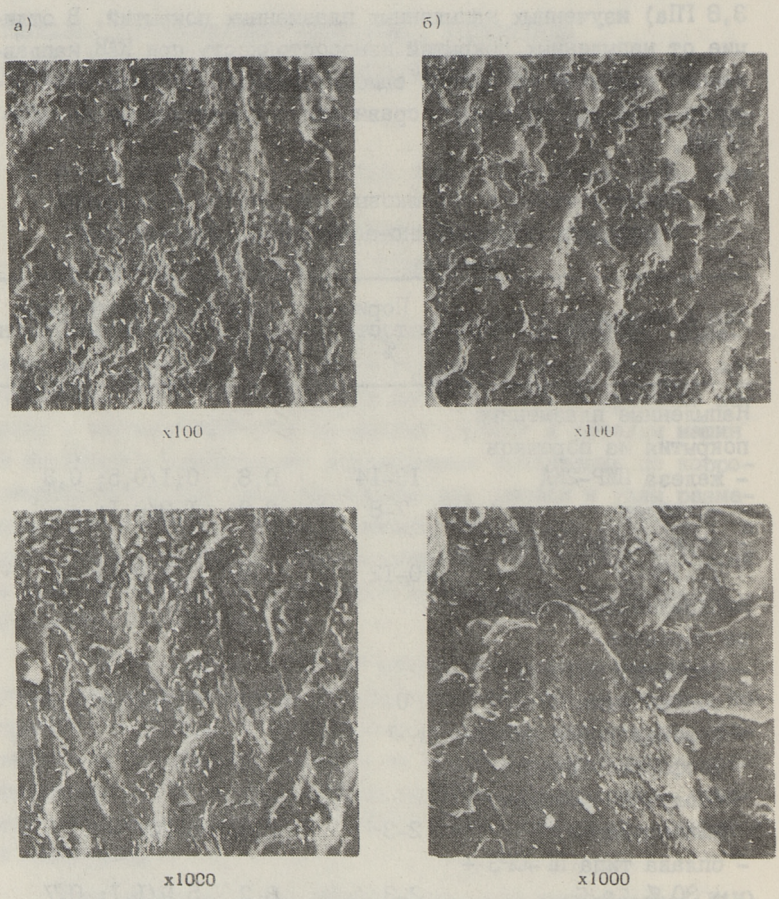


Рис. 1. Топография следов изнашивания напыленного плазменного покрытия из порошка нержавеющей стали П11Х18МВД при увеличении х100 и х1000: а – после ГАИ, б – после КАИ.

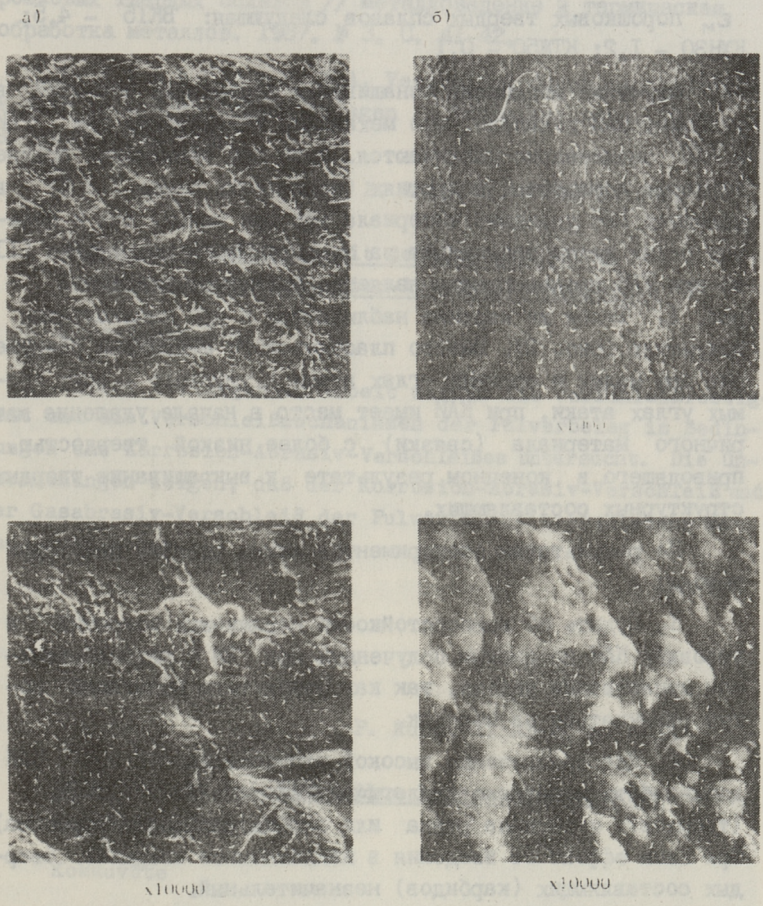


Рис. 2. Топография следов изнашивания наплавленных покрытий из порошка самофлюсующегося сплава типа ПГ-СР4 при увеличении х1000 и х10000: а - после ГАИ, б - после КАИ.

Износостойкость наплавленных карбидохромовых покрытий выше износостойкости порошковых твердых сплавов в данных условиях изнашивания. По данным [3] относительная износостойкость $\varepsilon_м$ порошковых твердых сплавов следующая: ВК15 - 4,5; КХН30 - 1,2; КТЖ50 - 0,1

Изучение механизма изнашивания порошковых покрытий в условиях КАИ показало, что механизмы изнашивания при ГАИ и КАИ значительно различаются. Если при напыленных среднепористых порошковых покрытиях (пористость свыше 7-8 %) в условиях ГАИ удаление материала как при малых, так и больших углах атаки происходит за счет хрупкого разрушения [1], то при КАИ превалирующим является избирательный износ - рис. 1. Такая же картина наблюдается и при наплавленных покрытиях (рис. 2). Вместо пластического механизма разрушения при малых и средних углах атаки и хрупкого - при прямых углах атаки, при КАИ имеет место в начале удаление матричного материала (связки) с более низкой твердостью, приводящего в конечном результате к выкрашиванию твердых структурных составляющих.

По результатам экспериментов можно сделать некоторые выводы:

1. Судить об износостойкости порошковых покрытий в условиях КАИ по данным, полученным при ГАИ и гидроабразивном изнашивании нельзя, так как результаты испытаний могут различаться на порядок.

2. Для обеспечения высокой износостойкости при КАИ должно быть выполнено аналогично ГАИ условие $H_м \geqslant H_A$ (твердость материала равна или больше твердости абразива). При этом эффект от введения в наплавленное покрытие твердых составляющих (карбидов) незначительный.

Литература

1. Кулу П.А., Каллас П.К., Халлинг Я.А. Механизм газоабразивного изнашивания порошковых покрытий // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1985. № 609. С. 37-45.

2. Халлинг Я.А., Кулу П.А., Каллас П.К. Износостойкие порошковые твердосплавные покрытия // Тр. Таллинск. политехн. ин-та. 1986. № 628. С. 45-51.

3. Пирсо Ю.Ю., Кюбарсепп Я.П. Влияние термической и химико-термической обработки на свойства порошковых твердых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. № 3. С. 41-42.

4. Stauffer W.A. Verschleiß durch sandhaltiges Wasser in hydraulischer Anlagen // Schweizer Arch. 1958. B. 24. S. 218-223.

P. Kulu, A. Rõuk, M. Rõuk

Die Verschleißfestigkeit der Pulverbelag in Bedingungen des Korrosion-Abrasiv-Verschleißes

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Verschleißfestigkeit und die Verschleißmechanismen der Pulverbelag in Bedingungen des Korrosion-Abrasiv-Verschleißes untersucht. Die Untersuchungen zeigen, daß der Korrosion-Abrasiv-Verschleiß und der Gasabrasiv-Verschleiß der Pulverbelage verschiedene Mechanismen haben.

P. Kulu, A. Rõuk, M. Rõuk

Pulberkatete kulumiskindlus korrosioon-abrasiivkulumise tingimustes

Kokkuvõte

Töös on uuritud molübdeeni, roostevabaterase ja iseräbustuva sulami (ПГ-СР-tüüpi) pulbritest katete kulumiskindlust ja -mehhanismi korrosioon-abrasiivkulumise tingimustes. Ilmnes nii pihustatud katete madal kulumiskindlus korrosioon-abrasiivkulumisel analoogselt gaas-abrasiivkulumisega kui ka pealesulatatud katete kõrgendatud (3-12 korda) kulumiskindlus samades tingimustes. Uurimised näitasid, et pulberkatete kulumismehhanism korrosioon- ja gaas-abrasiivkulumise tingimustes on erinev.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.793:620.178.167

Я.А. Халлинг

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ ЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ТИПА ПГ-СР

Существует ряд композиций на основе самофлюсующихся сплавов с карбидами хрома, титана и вольфрама [1], так как карбиды и другие твердые составляющие в покрытиях приводят к повышению их износостойкости. С другой стороны, термической обработкой с переводом напыленного покрытия в расплавленное состояние можно регулировать его структуру (пористость, количество твердых составляющих, в первую очередь, боридов в покрытиях из самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР), и тем самым свойства покрытий. Для обеспечения высокой эрозионной стойкости порошковых материалов или покрытий одним из принципов их создания является гетерогенизация структуры, т.е. получение твердых составляющих в упругопластической матрице [2].

Значит, выбором оптимального состава композиции, варианта его наплавки или оплавления можно регулировать количество твердых составляющих, а тем самым и износостойкость в условиях абразивной эрозии.

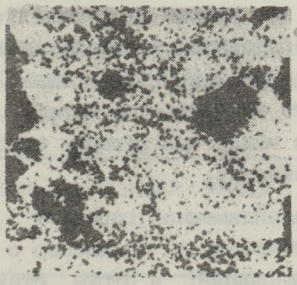
В данной работе исследовалась возможность повышения эрозионной стойкости самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР карбидами хрома, титана и вольфрама. Из них карбид хрома обладает достаточной растворимостью в никелевой связке, карбид вольфрама и титана - слабо взаимодействуют с матрицей при температурах оплавления самофлюсующихся сплавов типа ПГ-СР (1273-1308 К) [3].

Из композиций с карбидом хрома были выбраны следующие составы: 30, 50 и 70 % Cr_3C_2, остальное ПГ-СР3. Покрытия наносили на образцы газопламенным напылением с последующим оплавлением горелкой ГН-2 или в печи в среде

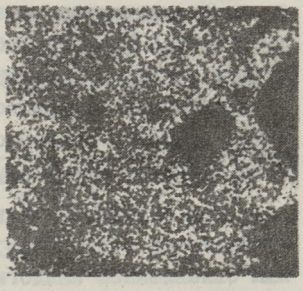
водорода. Микроструктура покрытий композиций 70 % Cr_3C_2 + + ПГ-СР3 приведена на рис. I. Структурными исследованиями выявлено, что основными составляющими покрытия являются армирующие зерна карбида хрома или сверхтонкая эвтектика борида никеля в матрице твердого раствора. Рентгеноструктурным анализом на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3,0 (с использованием CoK_α-излучения) показано, что исследованные покрытия содержат бориды никеля Ni_3B (который образует в пересыщенном никелевом твердом растворе эвтектическую колонию с осями дендритов второго порядка) и хрома CrB, Cr_2B, карбиды никеля Ni_3C и хрома Cr_3C_2, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$ и твердый раствор на основе никеля. Хром на основной легирующий элемент присутствует главным образом в карбидной и боридной фазе, а концентрация его в твердом растворе мала.

Рис. 1. Микроструктура газопламенного напыленного покрытия 70% Cr_3C_2+ ПГ-СР3 с последующим оплавлением горелкой ГН-2.

а)



б)



в)

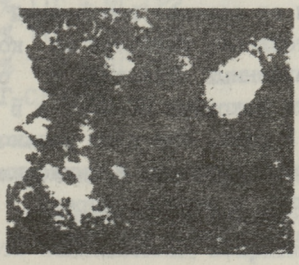


Рис. 2. Микроструктура распределения железа (а), никеля (б), хрома (в) покрытия 30% Cr_3C_2+ ПГ-СР4, оплавленного в печи.

При оплавлении композиций в печи наблюдается с повышением содержания Cr_3C_2 рост параметра решетки никеля. Рентгеноструктурный анализ подтверждает наличие карбидов хрома Cr_3C_2, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$, двойного карбида хрома и железа $(Cr,Fe)_7C_3$. При анализе структуры микрозондом на электронном микроскопе фирмы "Camеca" было выявлено, что в зонах, более обогащенных хромом (карбиды хрома), наблюдается и присутствие железа (рис. 2). При оплавлении покрытий горелкой ГН-2 наблюдается меньший рост параметра решетки никеля по сравнению с оплавлением в печи. Выявлена тенденция образования новых боридов хрома (Cr_3B_4, CrB_4), так как наблюдается повышение интенсивности линий, принадлежащих к боридам хрома.

Износостойкость в газоабразивной струе изучена при скорости абразива 80 м/с, в качестве абразива использовалось молотое стекло с твердостью 5,8-6,5 ГПа и кварцевый песок с твердостью I0,8-I2 ГПа зернистостью 0,I-0,3 мм. Износостойкость изученных покрытий повышается при увеличении содержания карбида хрома до 50 %. Дальнейшее повышение содержания карбида хрома, ведет к снижению износостойкости. Так, например, в струе стекла при $\alpha = 30^0$ износостойкость оплавленных в печи покрытий снижается в 3 раза, а при $\alpha = 90^0$ - остается практически на уровне неупрочненного покрытия типа ПГ-СРЗ (табл. I). Последнее можно объяснить, в первую очередь, частичным разложением карбида хрома Cr_3C_2 и образованием хрупкого двойного карбида $(Cr,Fe)_7C_3$, а также слабой когезионной связью между армирующими карбидами и матрицей самофлюсующихся сплавов.

При оплавлении покрытий газопламенной горелкой ГН-2 наблюдается повышенная износостойкость по сравнению с печным оплавлением аналогичных композиций: в струе стекла - в I,2-4 раза выше в зависимости от состава композиций и угла атаки (табл. 2). Износостойкость покрытий из композиций 50 % Cr_3C_2 + ПГ-СРЗ, оплавленных горелкой, в струе стекла на уровне износостойкости покрытия ПГ-СРЗ, а в струе песка превышает ее более чем в 2 раза. При этом увеличение содержания карбида хрома выше 50 % приводит к снижению износостойкости покрытий, что можно, в первую очередь, объяснить слабым контактом между армирующими карбидами и матрицей.

Таблица I

Влияние состава композиций и способа его нанесения на свойства покрытий из композиций Cr_3C_2 + ПГ-СР3

Материал и состав (мас.%) покрытия и способ оплавления	Твердость HV 0,05 ГПа	Относительная износостойкость $E_м$			
		абразив – стекло		абразив – кв. песок	
		$\alpha=30^o$	$\alpha=90^o$	$\alpha=30^o$	$\alpha=90^o$
Оплавление в печи					
ПГ-СР3	8,0	6,8	I,3	I,I	0,6
30 % Cr_3C_2 +70 % ПГ-СР3	8,3	I,7	0,9	I,I	0,8
50 % Cr_3C_2 +50 % ПГ-СР3	8,9	3,0	I,0	I,2	0,7
70 % Cr_3C_2 +30 % ПГ-СР3	8,4	4,I	I,3	I,0	0,7
Оплавление горелкой ГН-2					
ПГ-СР3	8,2	7,8	4,7	I,2	0,8
30 % Cr_3C_2 +70 % ПГ-СР3	8,3	3,7	2,5	I,7	0,9
50 % Cr_3C_2 +50 % ПГ-СР3	8,8	II,3	6,I	3,2	I,6
70 % Cr_3C_2 +30 % ПГ-СР3	9,2	4,8	2,4	I,8	I,I

Таблица 2

Относительная износостойкость композиций на основе карбида титана и сплава типа ПГ-СР Абразив – стекло.

Состав композиций мас.%	Относительная износостойкость $E_м$	
	$\alpha = 30^o$	$\alpha = 90^o$
50 % TiC + ПГ-СР2	2,3	I,3
50 % TiC + ПН-СР3	2,7	I,0
50 % TiC + ПГ-СР4	2,7	0,8
КТПГ-СР50[I)]	40	28

I) полученный по твердосплавной технологии.

Изучено также влияние карбида титана на износостойкость наплавленных покрытий – табл. 2.

При содержании карбида титана 50 мас.%, матрицей были выбраны самофлюсующиеся сплавы типа ПГ-СР2, ПГ-СР3 и ПГ-СР4. Оплавление покрытий проводилось в печи в среде водорода.

Как следует из табл. 2, износостойкость покрытий с карбидом титана аналогично карбохромовым покрытиям невысокая (при малых углах атаки в 2-3 раза выше стали 45, при прямых углах атаки - на уровне стали 45).

Это связано, в первую очередь, с высокой хрупкостью карбидов и низкой связью между ними и матрицей за счет слабого взаимодействия.

Аналогичная картина наблюдается также у покрытий из композиций самофлюсующегося сплава типа ПГ-СР и карбида вольфрама (табл. 3). Износостойкость покрытия ПС-I2НВК-0I только в 2 раза выше износостойкости стали 45 при малых углах атаки, при больших - ниже стали 45. Для обеспечения оптимального комплекса свойств "твердость - пластичность", а тем самым высокой эрозионной стойкости покрытий, предложены композиции на основе твердого сплава ВКI5 и самофлюсующегося сплава типа ПГ-СР3. Износостойкость предположенных композиций (размер фракции ВКI5 0,05-0,I мм) приведена в табл. 3.

Таблица 3

Относительная износостойкость композиций на основе порошков вольфрамокобальтового твердого сплава ВКI5 и самофлюсующегося сплава типа ПГ-СР3

Состав композиции, мас.%	Относительная износостойкость, $E_м$			
	абразив - стекло		абразив - кв. песок	
	$\alpha=30^\circ$	$\alpha=10^\circ$	$\alpha=30^\circ$	$\alpha=90^\circ$
ПС-I2НВК-0I	4,7	I,9	I,9	0,4
30 % ВКI5 + ПГ-СР3	I0,4	3,4	4,7	0,8
50 % ВКI5 + ПГ-СР3	I5,2	5,8	6,2	0,6
70 % ВКI5 + ПГ-СР3	I8,I	3,2	7,2	0,4
ВКI5	-	-	I3,6	3.6

Как следует из табл. 3, значительный эффект достигается в случае, когда абразив мягче основного компонента ком-

позиций, при этом оптимальным содержанием армирующей фазы 70 мас.% и более.

В заключение можно сделать следующие выводы:

I. Значительное повышение износостойкости наплавленных покрытий в условиях абразивной эрозии можно достичь только в случае, когда твердость материала (основного компонента) выше твердости абразива.

2. Введение карбидов в состав наплавленных покрытий даст значительный эффект только в случае, когда обеспечен оптимальный комплекс свойств "твердость - пластичность". Если введение хрупких карбидов (например, карбида титана) практически не приводит к увеличению износостойкости покрытий, то введение карбида вольфрама в виде твердого сплава повышает износостойкость композиций до 8 раз.

Литература

I. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю.С. Борисов и др. Киев: Наукова думка, I987. 544 с.

2. Кулу П.А. Принципы создания эрозионностойких газотермических порошковых покрытий // Новые процессы упрочняющих газотермических покрытий в машиностроении. Тезисы докладов региональной научно-технической конференции. Житомир, I987. С. 4-5.

3. Хансен М., Андрейко К. Структура двойных сплавов. Т. I и 2. М.: Металлургиздат, I962. I488 с.

J. Halling

Untersuchung von verschleißfesten Pulveroberschutzschichten aus PG-CP

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden die Verschleißeigenschaften der Pulverschutzschichten in der Gasflamme und im Ofen behandelt. Man untersucht die Wirkung der Härte, Struktur und Phase auf den Verschleiß. Man stellt fest, daß die Pulveroberschutzschicht aus Kompositionen BK 15 + PG - CP 4 verschleißfest ist.

J. Halling

ПГ-СР-tüüpi kompositsioonkatete kulumiskindluse suurendamise võimalused

Kokkuvõte

Uuriti titaan-, kroom- ja volframkarbiidide mõju iseräbustuvate ПГ-СР-tüüpi sulamite baasil valmistatud kompositsioonkatete kulumiskindlusele gaasabrasiivi joas. Selgitati välja erinevate sulatamismeetodite mõju katete kõvadusele ja kulumiskindlusele. Ilmnes, et katete kulumiskindlus sõltub oluliselt karbiidide tüübist ja hulgast. Suurim kulumiskindlus oli katetel optimaalsete omaduste kompleksiga "kõvadus-plastilisus".

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

П.Э. Венникас, Ю.Ю. Пирсо

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТЬ СВЯЗИ МЕЖДУ ПРИПЕЧЕННЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Одним из прогрессивных направлений развития технологии порошковой металлургии является изготовление сложных изделий при помощи припекания простых элементов [I]. Таким способом можно изготовить детали, которые по традиционной технологии порошковой металлургии получить невозможно или можно при наличии сложного и дорогостоящего пресс-автомата или прессблока.

Основной проблемой при изготовлении сложных изделий из простых элементов является получение надежных и прочностных соединений. Существует несколько способов соединений, например, горячая напрессовка, пайка, совместная пропитка и т.д. Все они связаны с дополнительной технологической операцией и затратой энергии. Наиболее простым и экономически выгодным является совместное спекание деталей с их одновременным соединением.

Качество и прочность соединений определяются исходным зазором, химическим составом, давлением прессования. Влияние этих факторов являлось объектом исследования.

В качестве исходного материала применяли железный порошок ПКРВ и медный порошок ПМСI. Содержание графита - I,0 %.

Втулки размерами ∅ 30/17 мм, h = I0 мм прессовали при удельном давлении 50, 60 и 70 МПа. Спекание проводилось при температуре II20 ±2) °С в среде водорода в течение I часа. Перед припеканием поверхность прутка из Ст.3 обработали на токарном станке с учетом размера спеченной втулки и обезжирели в бензине Б-70. Давление выпрессования опреде-

ляли на испытательной машине Р-5. Схема испытания приведена на рис. I.

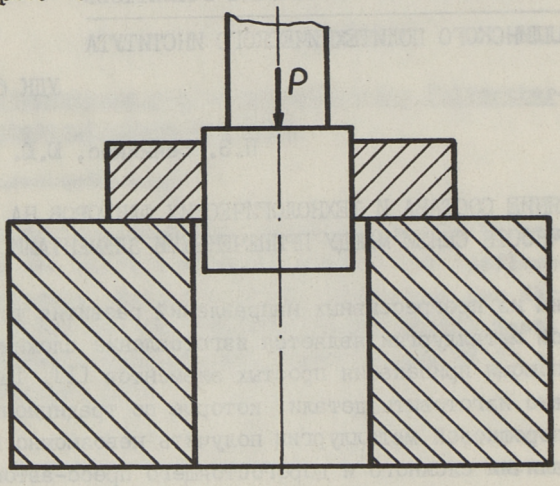


Рис. 1. Схема испытания на прочность между припеченными элементами.

На основе результатов испытаний, приведенных в таблице, можно заключить, что зазор между втулкой и осью должен быть минимальным (0-0,0I мм). При большом зазоре вероятность образования прочного соединения низка, особенно при применении наиболее высоких удельных давлений прессования (70 МПа) и содержании 3 % меди в сплаве, когда натяг -0,0I..0,02 мм недопустим, поскольку при прессовке оси прессовки могут растрескиваться из-за их низкой "сырой" прочности.

Наилучшей прочностью сцепления обладают соединения с втулкой, которая не содержит добавок меди. Известно, что медь уменьшает усадку спеченного железа из-за эффекта Киркендалла. При содержании меди 3 % наблюдается рост втулки при спекании и сцепления не образуется.

Давление прессования при небольшом зазоре (0-0,0I мм) и отсутствии меди в сплаве не оказывает влиния на прочность сцепления. Только при прессовании с удельным давлением 50 МПа наблюдается несколько пониженная прочность. Это может быть вызвано пониженной прочностью порошковой втулки в целом.

Таблица

Давление прессования МПа	Сдержание меди в сплаве, %	Натяг (-) или зазор (+) мм	Давление выпрессовки к	Замечания
		-0,0I5	9,9	
	0	+0,005	I5,4	
		+0,025	I5,9	
		-0,0I5	3,5	
50	I,5	+0,005	9,0	
		+0,025	9,6	
		-0,0I5	3.0	
	3,0	+0,005	8,6	
		+0,025	4,9	
		-0,0I5	9,5	
	0	+0,005	I7,6	
		+0,025	I4,8	
		-0,0I5	-	Растрескивались
60	I,5	+0,005	6,0	
		+0,025	8,7	
		-0,0I5	-	Растрескивались
	3,0	+0,005	3,I	
		+0,025	0	Не припекались
		-0,0I5	8,0	
	0	+0,005	I7,6	
		+0,025	0	Не припекались
		-0,0I5	3,5	
70	I,5	+0,005	I3,2	
		+0,025	0	Не припекались
		-0,0I5	-	Растрескивались
	3,0	+0,005	0	Не припекались
		+0,025	0	Не припекались

Исследование макроструктуры поверхности соединения показало, что во время спекания происходит прочное припекание элементов. На поверхности видны глубокие риски по периметру

обеих деталей. Переход с одной детали на другую полученный при оптимальных режимах соединения в микроскопе не различим.

Таким образом, наибольшей прочностью соединения обладают детали, имеющие зазор между втулкой и осью 0-0,01 мм и спрессованные при удельном давлении 60-70 МПа из смеси ЖГрI (без добавки меди).

Литература

I. Радомысельский И.О., Ясь Д.С., Павленко В.И. Производство и использование порошковых деталей в легкой промышленности. Киев: Техника, 1982, 175 с.

P. Vennikas, J. Pirso

The Influence of Chemical Composition and Technological Factors on Shear Strength between Sintered Elements

Abstract

The influence of chemical composition, pressure stress and clearance between sintered elements on the shear strength has been studied in the given article.

The best results were got with an alloy with the clearance of 0-0.01 mm and without the copper addition. The pressure stress has no influence on the shear strength.

P. Vennikas, J. Pirso

Koostise ja tehnoloogiliste faktorite mõju kokkupaagutatud elementide tugevusele

Kokkuvõte

On uuritud keemilise koostise, lähtelõtku või -pingu ja pressimissurve mõju kokkupaagutatud raudelementide tugevusele. On leitud, et suurim seosetugevus on minimaalse lõtkuga (0-0,01 mm) vaske mittesisaldavatel raudelementidel. Pressimissurve ei avalda mõju seosetugevusele.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762

А.А. Лаансоо, В.Я. Лийманн,

А.Э. Ритсо, Н.А. Чайников

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРЕССОВАНИЯ МАГНИТОМЯГКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Магнитомягкие композиционные материалы (ММКМ) получают методом холодного прессования железных порошков, частицы которых покрыты тонкой микропленкой (0,1-0,3 мкм) окислов, эпоксидных компаундов или др. электроизоляционных материалов. Неметаллические включения твердых окислов, а также полимерные пленки уменьшают металлическую контактную поверхность, прочность брикетов, увеличивают упругое последействие. Непосредственные контакты между частицами ферромагнитного материала заменяются взаимодействием через прослойки связующего материала.

Прессование ММКМ и магнитодиэлектриков можно рассматривать как уплотнение двухкомпонентных порошковых композиций, изучению которых посвящено ряд работ [1-3]. Показано, что незначительные добавки графита или парафина, а также сульфидов повышают плотность прессовок из порошка железа. Это объясняется более плотной укладкой частиц порошка во время начальной стадии прессования. Однако при больших содержаниях графита уменьшается плотность прессовок, что авторы работы [2] объясняют упругим последействием графита.

С увеличением содержания в ММКМ связующего-изолирующего материала плотность как правило уменьшается, а в некоторых случаях остается постоянной. В последнем случае связующий материал обладает смазывающими свойствами.

Технологический процесс изготовления ММКМ имеет некоторые общие черты с технологией керамических материалов. Например, электроизоляционные материалы вводятся в виде разбавленных растворов, которые полностью не удаляются до

прессования. В керамической технологии применяют оптимальное количество жидкой технологической связки [4], которая смачивает и разделяет частицы исходного материала, снижает трение между ними, облегчает уплотнение смеси. Слишком большое количество связки может влиять отрицательно: заполняя все поры в прессовках, после снятия давление оказывают "расклинивающее действие и увеличивают упругое последействие, вызывают заметное выжимание связующего материала на поверхность изделия после удаления прессовки из прессформы.

При изготовлении ММКМ часто используют неравноосные, т.н. чешуйчатые порошки. В [4] отмечается, что такая неизометрическая или неравноосная форма частиц способствует при изготовлении керамических материалов появлению при прессовании значительных упругих деформаций изгиба, которые по величине могут значительно превосходить деформации смятия частиц.

В данной работе сделана попытка исследовать особенности уплотнения ММКМ на основе равноосных и чешуйчатых частиц железного порошка при использовании связующих материалов двух типов: кремнезема этилсиликата как более твердого и жесткого материала и эпоксидного компаунда как представителя полимеров.

На рис. I показаны кривые уплотнения ММКМ при одностороннем прессовании кольцевых образцов сечением 5х5 мм. Их целесообразно рассматривать в координатах

$$\ln(1/1-\nu) = f(p),$$

где ν - относительная плотность прессовок,

p - давление прессования.

Указанные зависимости описываются на разных участках уравнением Шапиро-Конопицкого:

$$\ln(1/1-\nu) = Kp + A.$$

Точки перегиба прямолинейных участков указывают на разные стадии уплотнения, их наклон характеризует протекание процессов упругой и пластической деформаций.

Первая стадия, которая характеризуется уплотнением за счет смещения частиц (до первой точки перегиба), зависит

от насыпной плотности порошка. Для чешуйчатого порошка коэффициент А принимает значение 2,2, для равноосного I,9, т.е. они отличаются в I,I5 раза. Частицы чешуйчатой формы имеют более плотную упаковку при засыпке. Рассматривая модель ММКМ на основе равноосного порошка, как кубическую или объемноцентрированную укладку сфер одинакового диаметра, можно подсчитать, что относительная плотность насыпки составляет $\vartheta_0 = 0{,}52$ и $0{,}68$. Указанные схемы укладки равноосных частиц являются наиболее вероятными. Модель чешуйчатого материала можно рассматривать как послойную укладку дискообразных частиц одинакового размера, находящихся в контакте друг с другом. Относительная плотность насыпки составляет тогда $\vartheta_0 = 0{,}786$. Соотношение теоретической плотности насыпки чешуйчатого порошка к плотности сферического порошка составляет I,5-I,I5. Установлено, что это соотношение насыпной плотности для восстановленного порошка ПЖЗ-К составляло I,05-I,08 в зависимости от толщины и размера частиц, для распыленного порошка I,I2-I,28.

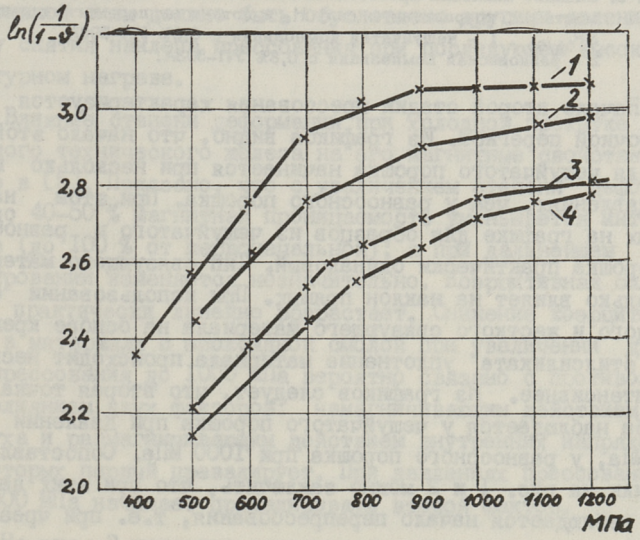


Рис. 1. Влияние давления прессования на степень деформации ln (1/1 - ϑ) образцов из порошка ПЖР-2КА.
1 - чешуйчатый порошок + 0,8% эпоксидного компаунда,
2 - чешуйчатый порошок + 0,5% кремнезема этилсиликата,
3 - равноосный порошок + 0,8% эпоксидного компаунда,
4 - равноосный порошок + 0,5% кремнезема этилсиликата.

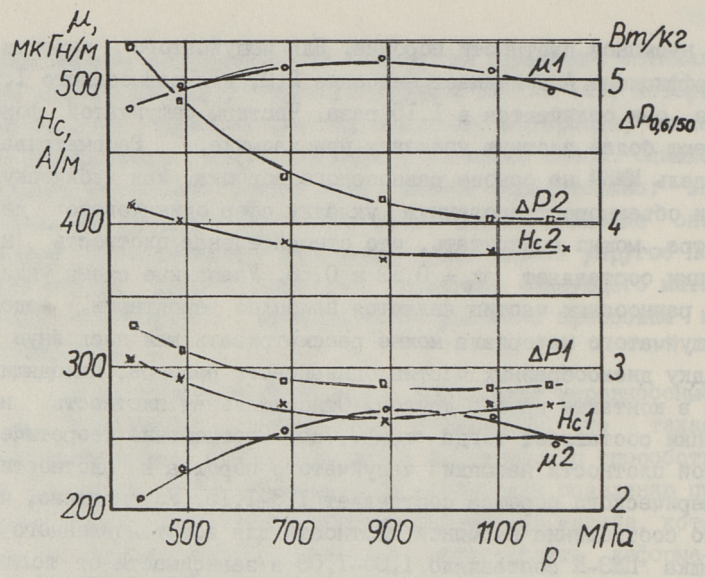


Рис. 2. Влияние давления прессования ММКМ на магнитную проницаемость μ, коэрцитивную силу H_c и потери на перемагничивание $\Delta P_{0,6/50}$. 1 – чешуйчатая композиция с 0,8% УП-503А, 2 – равновесная композиция с 0,8% УП-503А.

Начало второй стадии прессования характеризуется первой точкой перегиба. Из графиков видно, что начало этой стадии для чешуйчатого порошка начинается при несколько меньших давлениях, чем у равноосного порошка. При этом наклон прямых на графике для образцов из чешуйчатого и равноосного порошка практически одинаковый. Тип связующего материала несколько влияет на наклон прямых. При использовании более твердого и жесткого связующего материала на основе кремнезема этилсиликата уплотнение материала происходит несколько интенсивнее. Из графиков следует, что вторая точка перегиба наблюдается у чешуйчатого порошка при давлении 900 МПа, у равноосного порошка при 1000 МПа. Сопоставляя графики на рис. 1 и 2 можно заключить, что при этих давлениях наблюдается начало перепрессования, т.е. при чрезмерно больших давлениях увеличиваются внутренние напряжения и плотность дислокаций в ферромагнитных частицах, что приводит к повышению коэрцитивной силы и гистерезисных потерь материала. В материале с этилсиликатом повышение ко-

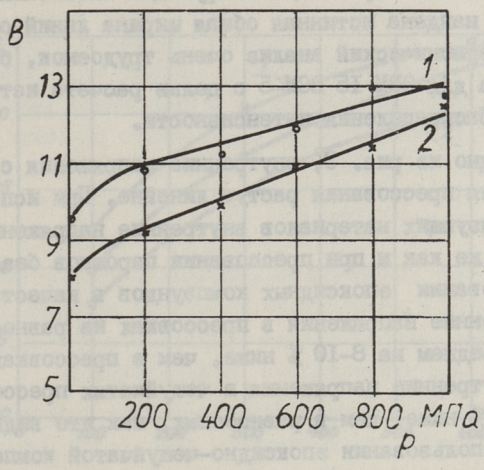


Рис. 3. Ширина рентгеновской линии в зависимости от давления прессования.
1 – равноосный порошок, 2 – чешуйчатый порошок.

эрцитивной силы должно быть обусловлено другими явлениями ввиду снятия наклепа прессования при последующем высокотемпературном нагреве.

Влияние степени деформации при холодной прокатке компактного технического железа на его магнитные свойства изучено в [5]. Показано, что с увеличением степени деформации до 40–50 % магнитная проницаемость уменьшается интенсивно (до 100 % от первоначальной), а при дальнейшем деформировании изменяется незначительно. Коэрцитивная сила при этом практически линейно врзрастает. Снижение коэрцитивной силы в материале с эпоксидной смолой при увеличении давления прессования до 1000 МПа вероятно связано с противоположным влиянием двух факторов: намагничивающим действием пор воздуха и размагничивающим действием внутренних напряжений из которых первый превалирует. При давлениях прессования выше 1000 МПа начинает превалировать второй фактор.

На рис. 3 показана зависимость ширины рентгеновских линий от давления прессования. Для этого спрессованные при разных давлениях образцы подвергались рентгеноструктурному исследованию на установке ДРОН-2 в FeK_{α}-излучении для линии (110) и 220). По данным рентгенограмм методом гармо-

нического анализа с разложением функции интенсивности в ряд Фурье, была найдена истинная общая ширина линий образцов. Поскольку гармонический анализ очень трудоемок, была сделана программа для ЭВМ I5 ВСМ-5 с целью расчета истинной ширины линии распределения интенсивности.

Как видно из рис. 3, внутренние напряжения с увеличением давления прессования растут линейно. При использовании оксидных связующих материалов внутренние напряжения практически такие же как и при прессовании порошков без связки. При использовании эпоксидных компаундов в качестве связующего внутренние напряжения в прессовках из равноосной композиции в среднем на 8-I0 % ниже, чем в прессовках этого же порошка. Внутренние напряжения в чешуйчатых прессовках примерно на 20 % ниже, чем в равноосных, как это видно на рис. 3, но при использовании эпоксидно-чешуйчатой композиции они еще на 25 % ниже, чем у самой чешуйчатой прессовки. Одной возможной причиной повышения коэрцитивной силы отожженного после прессования материала с этилсиликатом может быть т.н. "поверхностная или пленочная" пористость, наблюдаемая авторами работы [6] при прессовании никелевых порошков, имеющих разветвленную форму. Частицы имели множество площадей контакта, они деформировались при уплотнении в основном изгибом, а после снятия нагрузки расстояние между частицами за счет упругих деформаций увеличивалось. Это заключение было сделано после изучения микрошлифов.

Изучением микрошлифов образцов ММКМ из чешуек, спрессованных при давлениях 500 и I000 МПа нами установлено, что в последнем случае границы между частицами железа выражены более четко, чем при малых давлениях. Это указывает на возможность увеличения расстояния между частицами железа. При этом гидростатического взвешивания уменьшения общей пористости прессовок при высоких давлениях прессования не было отмечено. Количественно данную гипотезу можно подтвердить после освоения надежной методики измерений толщины микропленки между частицами.

Исследовали влияние формы частиц и добавки эпоксидного связующего на коэффициент бокового давления при прессовании ММКМ. Была использована установка, разработанная в Белорусском политехническом институте под руководством профессора Г.М. Ждановича.

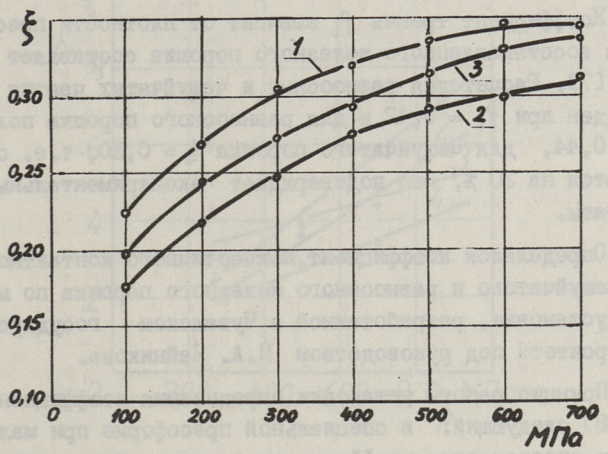


Рис. 4. Влияние давления прессования на коэффициент бокового давления при прессовании.
1 – равноосный порошок, 2 – чешуйчатый порошок + 0,8% эпоксидного компаунда, 3 – чешуйчатый порошок.

Из графиков на рис. 4 следует, что при использовании чешуйчатого порошка коэффициент бокового давления уменьшается примерно на 20 % по сравнению с равноосным порошком. Применение связующего материала в виде эпоксидного компаунда увеличивает коэффициент бокового давления на 10–15 %.

В [7] выведена формула для расчета коэффициента бокового давления в области средних давлений прессования

$$\xi = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{(\operatorname{tg}\varphi - f_i)}{(1 + f_i \operatorname{tg}\varphi)},$$

где φ – угол нормального контактного взаимодействия частиц;

f_i – коэффициент межчастичного контактного трения, который характеризует собой сопротивление контактов сдвигу в процессе прессования.

Для равноосных частиц среднестатический угол контактного взаимодействия частиц можно принять равным $\varphi = 55^0$. Величина этого угла зависит от плотности прессовки и его можно применять в расчетах с определенной погрешностью. При идеальной укладке чешуйчатых частиц можно с некоторыми допущениями принимать $\varphi = 0^0$.

Коэффициент трения f_i зависит от плотности прессовки и для восстановленного железного порошка составляет 0,42-0,45 [7]. Расчет для равноосных и чешуйчатых частиц был проведен при f_i = 0,42 и для равноосного порошка получено ξ = 0,44, для чешуйчатого порошка ξ = 0,30, т.е. они отличаются на 30 %, что подтверждает экспериментальные результаты.

Определялся коэффициент межчастичного контактного трения чешуйчатого и равноосного железного порошка по методике и на установке, разработанной в Чувашском государственном университете под руководством Н.А. Чайникова.

Принцип работы установки определения коэффициента трения [8] следующий: в специальной прессформе при малых давлениях определяется коэффициент межчастичного трения в кольцеобразном образце с перемещением ступенчатого штока и верхнего внутреннего пуансона относительно верхнего наружного и нижнего пуансонов, которые удерживают кольцеобразную прессовку. Происходит сдвиг внутренней части спрессованного кольца относительно наружной. При замене штока можно определить коэффициент внешнего трения на этой же установке. Установлено, что в интервале давлений 0 - 300 МПа коэффициент трения для равноосного распыленного железного порошка ПЖР-2КА составляет f_i = 0,40 и для чешуйчатых частиц этого же порошка f_i = 0,35.

Определялось упругое последействие по высоте цилиндрических образцов ø II,29 мм^2 (стандартные образцы для определения уплотняемости). Установлено, что в интервале давлений прессования 500-700 МПа добавки 0,8 % эпоксидного компаунда уменьшают упругое последействие в среднем от 0,I8 до 0,I %. При использовании чешуйчатого порошка с эпоксидным компаундом упругое последействие составляет - 0,I3 %, а равноосного порошка со смолой - 0,I0 %. Кроме этого на диаграмме прессования наблюдается, что прессовки под давлением имеют сравнительно высокую плотность, а после их выпрессовки плотность ниже. Исходя из этого была сделана попытка определить полное упругое последействие, т.е. высоту спрессованных образцов определили под давлением, после снятия давления и после выпрессовки. Получены результаты, которые представлены на рис. 5.

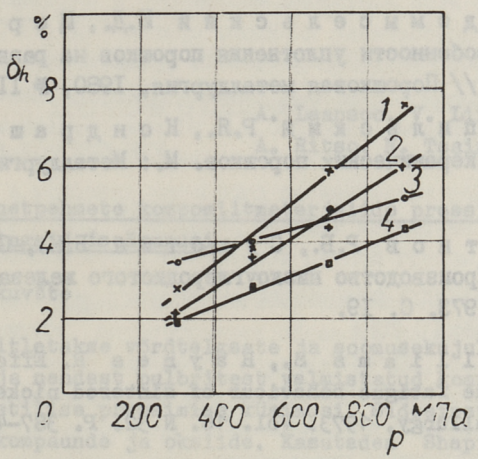


Рис. 5. Влияние давления прессования на полное упругое последействие железных порошков.
1 – равноосный порошок ПЖР-2КА, 2 – равноосный крупный порошок ПЖР-3КБ (фракция + 1,0), 3 – прокатанный порошок ПЖР-2КА (чешуйчатый), 4 – порошок из отходов электротехнической стали ЭП-2.

Видно, что упругое последействие, которое определено таким образом, достигает величины 7,5 % при прессовании железного порошка ПЖР-2КА, у крупного порошка ПЖР-3КБ оно немного ниже. У чешуйчатого порошка ПЖР-2КА полное упругое последействие составляет 3,5...5 % и, как видно на рис. 5, оно мало зависит от давления прессования. Основное увеличение высоты происходит после снятия давления и при выпрессовке происходит очень малый прирост размеров прессовки как и показано выше.

Литература

1. Юрченко А.Г., Пучина Л.И., Щербань Н.И. Уплотнение двухкомпонентных материалов при холодном прессовании // Порошковая металлургия, 1969, № 5. С. 19-23.

2. Косторнов А.Г., Лунин Л.Е., Федорова Н.Е., Чернышев Л.И. Особенности уплотнения смесей металлических порошков с порообразователем // Порошковая металлургия, 1983, № 6. С. 10-14.

3. Радомысельский И.Д., Щербань Н.И. Некоторые особенности уплотнения порошков на разных стадиях прессования // Порошковая металлургия, 1980, № 11. С. 12-19.

4. Попильский Р.Я., Кондрашев Ф.В. Прессование керамических порошков. М.: Металлургия, 1968. 272 с.

5. Гутнов Р.Б., Сухотин Б.Н., Сокол И.Я. и др. Производство низкоуглеродистого железа. М.: Металлургия, 1973. С. 19.

6. Williams S., Haynes R. Effect of porosity on the fatigue behaviour of sintered nickel powder // Powder Metallurgy, 1973. Vol. 16. N 32. P. 387-404.

7. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. - М.: Металлургия, 1969. С. 100, 124-132.

8. А.с. 896505 СССР. Устройство для определения характеристик сдвига и внешнего трения порошковых материалов / Н.А. Чайников, В.П. Чулков, З.В. Иванова / Опубл. в 5.п., 1982, № 1.

A. Laansoo, V. Liimann,
A. Ritso, N. Tchainikov

Some Aspects of Cold Isostatic Pressing of Magneticsoft Composition Materials

Abstract

A series of metal powders and compositions were isostatically compacted over a pressure range of 0...1200 MPa. Utilizing the Konopicky-Shapiro equation of state, values of ln (1/1-D) were plotted versus compacting pressure for the four powders and compositions tested. The broadening of X-ray diffraction lines is greater at high pressures, which shows a small deformation degree rise with pressure. The values of side pressure, friction factors and elastic re-establishment for common and scaly Fe-powders are given. The scaly Fe-powder was made by cold rolling and subsequent annealing. The compositions were obtained by wet mixing of powders and epoxy compounds or dissolved oxides.

A. Laansoo, V. Liimann,
A. Ritso, N. Tšainikov

Magnetpehmete komposiitmaterjalide pressimise mõningaid iseärasusi

Kokkuvõte

Käsitletakse võrdtelgsete ja soomusekujuliste rauapulbrite ja nendest pulbritest valmistatud kompositsioonide isostaatilise pressimise küsimusi. Sideainetena kasutati epoksükompaunde ja oksiide. Kasutades Shapiro-Konopicky olekudiagrammi, on toodud kahe rauapulbri ja kahe kompositsiooni deformatsiooniastme sõltuvus pressimissurvest. Kõveral võib eristada kolme erinevat lõiku. Röntgenjoonte laius sõltub pressimissurvest, millest nähtub, et pressimissurve tugevnemisel suureneb mõnevõrra deformatsiooniaste.

Külgsurve suurus sõltub osakestevahelise mõju nurgast ja hõõrdetegurist. Hõõrdetegur sõltub omakorda rauapulbri ja sideaine liigist.

On näidatud, et standardse metoodikaga määratav elastne järelmõju on väiksem kui 1 %, samal ajal kui pressitud briketi kõrgus suureneb survejõu eemaldamisel 6...7 %.

№ 665

TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

УДК 621.762:4.621.318.1

А.А. Лаансоо, А.Д. Карачунский,
Р.А. Сиймар, А.В. Григорьев

НОВЫЙ СПОСОБ ФОРМОВАНИЯ МАГНИТОПРОВОДОВ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

Магнитные свойства порошковых магнитомягких материалов заметно ухудшаются при увеличении их пористости. Традиционные методы холодного прессования в металлических прессформах не позволяют получать в промышленных условиях плотность магнитопроводов свыше 7000-7200 кг/м (7,0-7,2 г/см^3). Прессование крупногабаритных магнитопроводов требует использования мощных прессавтоматов, которые отечественной промышленностью в настоящее время не выпускаются.

Перспективным способом формирования высокоплотных магнитопроводов является так называемая "раскатка" порошка, описанная в [1]. Сущность способа заключается в следующем. Металлический порошок засыпают в матрицу и уплотняют путем передачи давления пуансоном при комбинации двух движений: поступательного движения пуансона в осевом направлении и качательного движения пуансона. В результате комбинации движений формующего инструмента происходит уплотнение отдельных микрообъемов порошка в замкнутой по периметру матрице осевым усилием пуансона при одновременном дополнительном воздействии тангенциальными силами и при жестко фиксированном положении матрицы относительно пуансона в тангенциальном направлении. Способ позволяет получать изделия с высокой точностью и чистотой поверхности, сложной конфигурации с высокой плотностью (до 95 %).

Способ раскатки успешно применяется для изготовления магнитопроводов постоянного тока, которые подвергаются высокотемпературной обработке - спеканию в защитных газах. Электросопротивление спеченных магнитопроводов недостаточно

для их применения в переменном магнитном поле промышленной частоты 50 Гц. Достаточно высокими электросопротивлением для работы при частотах 50-400 Гц обладают магнитомягкие композиционные материалы (ММКМ) на основе железного порошка с малым количеством (0,5-1,0 % мас.) изолирующего связующего вещества. Прессование в металлических прессформах не позволяет в условиях массового производства получать плотность свыше 0,90, что резко снижает магнитные свойства и конкурентоспособность материалов данной группы.

Исследовалась возможность применения метода раскатки для формования дискообразных образцов из материала на основе распыленного железного порошка ПЖР-2К, изготовленного в ПО "Тулачермет" по ТУ 14-127-162-80. Порошок был покрыт тонкой пленкой эпоксидного компаунда или жаростойкого связующего.

Торцевую поверхность детали прессовали пуансоном, качающимся вокруг вертикали под углом $0,5^{0}$. Усилие прессования составляло 50 и 75 Тс, время раскатки 5 с. После формования образцы ⌀ 85х20х5 мм с эпоксидным компаундом имели 2 трещины. Эпоксидный компаунд, по-видимому, действует как смазка, уменьшая коэффициент трения между частицами.

При использовании железного порошка с чешуйчатой формой частиц плотность образцов составляла 7500-7600 кг/м^3, что нельзя получать обычными методами прессования. Наибольшие значения плотности были достигнуты при меньшем усилии давления 50 Тс. Следует отметить, что при прессовании указанной детали в стальных прессформах для обеспечения плотности 7100-7300 кг/м^3 требуются усилия 320-450 Тс.

Образцы с жаростойким связующим материалом не имели трещин. При этих же режимах формования они имели среднюю плотность 7100-7300 кг/м^3 (7,1-7,3 г/см^3). Из прессовок после низкотемпературной обработки (ниже 600 ^{o}С) на воздухе были изготовлены механической обработкой кольцевые образцы, которые испытывались в переменном поле 50 Гц.

Была установлена неравномерность плотности по радиусу образца, например, наружный слой ⌀ 85х52 мм имел плотность 7300 кг/м^3, внутренний слой ⌀ 52х26 мм имел плотность 7190 кг/м^3.

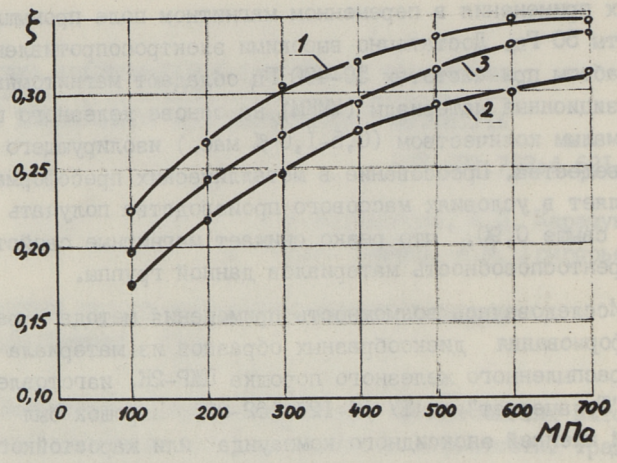


Рис. 1. Кривая намагничивания ММКМ на основе железного порошка ПЖР-2КА.

На рис. I приведена кривая намагничивания образцов. Магнитные потери ММКМ при 50 Гц и магнитной индукции составляли 7,3-8,4 Вт/кг. По магнитным свойствам полученный материал может быть использован в магнитопроводах бытовых микродвигателей.

Проведенные эксперименты показали принципиальную возможность формования крупногабаритных магнитопроводов способом раскатки из железного порошка с добавлением электроизоляционного материала. Применение порошков оптимального гранулометрического состава, а также чешуйчатой формы, позволяет повысить магнитную индукцию материала.

Ввиду низкой температуры спекания и хорошей адгезии порошковой заготовки к стали, можно данным способом получать комбинированные из электротехнической стали и ММКМ магнитопроводы с повышенными магнитными свойствами.

Литература

I. А.с. № 1291284 (СССР). Способ прессования металлического порошка / А.Д. Карачунский, А.В. Григорьев. Опубл. 1987. Бюл. № 7.

A. Laansoo, A. Karachunski,
R. Siimar, A. Grigoryev

A New Method for Compacting Powder Soft Magnetic Circuits

Abstract

This paper deals with a method of compacting powder soft magnetic material by rotary forging. The magnetic properties of high density compacts have been determined.

A. Laansoo, A. Karatšunski,
R. Siimar, A. Grigorjev

Vahelduvvoolu-magnetahelate vormimise uus moodus

Kokkuvõte

Artiklis käsitletakse suuremõõtmeliste pulbermaterjalist detailide vormimise uut meetodit - sferoidse liikumisega pressimist. On näidatud, et selle meetodiga võib vormida detaile magnetpehmetest komposiitmaterjalidest, mis koosnevad elektriisoleermaterjalist kilega kaetud rauapulbri osakestest. On antud sel meetodil vormitud materjalide magnetomadused.

Содержание

I. Л.Э. Вальдма, Х.И. Аннука, Я.П. Кюбарсепп, П.А. Каллас. Проблема применения термически упрочненных карбидных композитов для распылителей мазутных форсунок..... 3

2. Я.П. Кюбарсепп, Х.И. Аннука, Л.Э. Вальдма. Износостойкость карбидосталей в абразивной струе. 8

3. В.А. Кудрявцев, П.А. Каллас, П.А. Тани. Влияние микроструктуры сплавов ВК20 на их свойства 19

4. Д.С. Аренсбургер, С.М. Летунович. Свойства спеченных дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-Ti-B 30

5. С.М. Летунович, Ю.Ю. Пирсо. Влияние состава на некоторые свойства порошковых сплавов на медной основе..... 38

6. П.А. Кулу. Принципы создания эрозионностойких порошковых материалов и покрытий..... 51

7. П.А. Кулу, А.А. Рыук, М.В. Рыук. Износостойкость порошковых покрытий в условиях коррозионно-абразивного изнашивания..... 56

8. Я.А. Халлинг. Исследование возможностей повышения эрозионной стойкости наплавленных покрытий типа ПГ-СР..... 62

9. П.Э. Венникас, Ю.Ю. Пирсо. Влияние состава и технологических факторов на прочность связи между припеченными элементами..... 69

I0. А.А. Лаансоо, В.Я. Лийманн, А.Э. Ритсо, Н.А. Чайников. Некоторые особенности прессования магнитомягких композиционных материалов..... 73

II. А.А. Лаансоо, А.Д. Карачунский, Р.А. Сиймар, А.В. Григорьев. Новый способ формования магнитопроводов переменного тока..... 84

Teaduslik Raamatukogu ENSV TA TALLINN АН ЭССР Научная библиотека

Цена 90 коп.

EESTI AKADEEMILINE RAAMATUKOGU
1 0200 00082422 1