

УДК 66.017:66.018.2

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

© 2019 г. А. Е. Чесноков^{1, *}, А. В. Смирнов¹, И. С. Батраев^{2, **}

¹Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

²Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

*E-mail: chae@itam.nsc.ru

**E-mail: ibatraev@gmail.com

Поступила в редакцию 28.07.2018 г.

После доработки 28.09.2018 г.

Принята к публикации 15.11.2018 г.

Проводится сравнительный анализ эксплуатационных характеристик газотермических покрытий, в частности детонационных покрытий, полученных из коммерческого порошка на основе карбида вольфрама WC–Co (12 мас. %) (1342VM, Praxair, США) и металлокерамического порошка состава TiC–Me (19 об. %) (Me = NiCr, Co), полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с последующей сфероидизацией в плазменной струе. Показано, что частицы карбида металлокерамического порошка размером более 3 мкм имеют структурные дефекты в виде трещин и пор. Феноменологически объяснено их возникновение. Установлено, что сфероидизированные частицы наследуют внутреннюю микроструктуру. Они плотные, в то время как пористость частиц на основе карбида вольфрама WC–Co (12 мас. %) достигает 40%. Обнаружено влияние плотности частиц на коэффициент использования порошка и на пористость покрытий. При напылении плотного порошка уменьшается коэффициент его использования от 54 до 33% и увеличивается пористость покрытий от 0.4 до 1.78%. Наилучшей износостойкостью обладает покрытие состава WC–Co (19 об. %) вследствие осколочной формы частиц карбидов размером порядка 1 мкм.

Ключевые слова: металлокерамические материалы, детонационное напыление, плазменная сфероидизация, износостойкость, микротвердость, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, механическая активация.

DOI: 10.1134/S0207352819060040

ВВЕДЕНИЕ

Ранее в [1, 2] проведен сравнительный анализ детонационных металлокерамических покрытий. Порошки для напыления получены механическим измельчением компактов, синтезируемых методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) из механоактивированных порошковых композиций титан–углерод–нихром и их последующего рассева на фракции 20–45, 45–56, 56–71, 71–90 мкм. Анализ показал, что эксплуатационные свойства покрытия состава TiC–NiCr не уступают покрытиям, полученным из коммерческого порошка Cr₃C₂–NiCr (21 об. %) (марка 1375VM, Praxair, США). В результате изучения основных эксплуатационных свойств и микроструктуры покрытий было дано феноменологическое описание абразивной стойкости металлокерамических покрытий со-

става TiC–NiCr (*n* об. %) (*n* = 30, 40 и 50), характеризующихся максимальным и минимальным объемным износом материала. Установлено, что существуют критические значения размеров карбидных включений и их объемной доли в металлическом связующем, при которых повышается износ покрытия.

В настоящее время можно выделить основной коммерческий порошок состава WC–Co (12 мас. %), используемый для напыления покрытий на поверхность критических узлов высоконагруженных трибомеханических систем [3–5]. Покрытия на основе карбида вольфрама характеризуются высокой износостойкостью, что подтверждают многочисленные работы, в которых авторы исследовали их трибологические свойства [6–8].

Также необходимо отметить, что форма и внутренняя структура напыляемых частиц оказы-

вают значительное влияние на режимы напыления, а также на микроструктуру, физические и механические свойства покрытий. Например, в [9] были показаны преимущества использования сфероидизированных, имеющих в своем составе в основном полые частицы, порошков Al_2O_3 для термического напыления по сравнению с плотными порошками, полученными измельчением компакта. В частности, для детонационных покрытий при переходе от плотного порошка к сфероидизированному плотному порошку пористость покрытий уменьшается более чем в два раза, а при переходе от плотного порошка к сфероидизированному порошку с полыми частицами уменьшается на порядок. В то же время коэффициент использования порошка составляет 23, 40 и 51%, соответственно, а максимальная микротвердость покрытий достигается при напылении полых частиц.

В этой связи представляет интерес исследование эксплуатационных характеристик детонационных покрытий из металлокерамических сфероидизированных порошков состава $TiC-Me$ (19 об. %) ($Me = NiCr, Co$), полученных методом СВС, и их сравнение с характеристиками детонационных покрытий, полученных из коммерческого порошка $WC-Co$ (12 мас. %) (марка 1342VM, Praxair, США).

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВОГО ПРОДУКТА ДЛЯ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ

Известно, что большие перспективы получения композиционных порошков открываются при использовании СВС, инициируемого в порошках-реагентах, однородно перемешанных с инертным порошком с заданным объемным содержанием. Порошковый продукт получают в процессе механического измельчения синтезированного компакта и разделения его по фракциям. Для металлокерамических частиц характерна осколочная форма. Дальнейшая обработка в плазменной струе, при которой происходит нагрев частиц до температуры плавления металлической матрицы и ее перегрева, позволяет получать сферические металлокерамические частицы.

Синтез металлокерамического сплава в свободном режиме горения осуществляли в порошковой смеси титана (марки ПТОМ2), ламповой сажи (марки П803), кобальта (марки К0) и никель-хромового сплава (марки ПХ20Н80-56-24). Механическую обработку исходных порошков титана и кобальта с частицами размером 20–40 мкм проводили в энергонапряженной планетарной мельнице “Активатор–2SL”. Титан совместно с 10% поверхностно-активного вещества (ламповой сажи) обрабатывали в течение 90 с. Порошко-

вая смесь стехиометрического состава состояла из 81 об. % ($Ti + C$) и 19 об. % Me ($Me = Co, NiCr$), которые соответствовали объемной доле металлического связующего коммерческого материала $WC-Co$ (12 мас. %) (марка 1342VM, Praxair, США). Затем полученная смесь подвергалась механической обработке в течение 60 с. Предварительно реактор продували аргоном и производили поджиг реакционной смеси.

Все синтезированные компакты имели пористую структуру, благодаря которой при кратковременном механическом воздействии они достаточно легко разрушались. Дальнейшая классификация порошкового продукта на вибростенде с использованием аналитических сит позволяла выделять металлокерамические частицы основной фракции с размерами от 20 до 90 мкм.

Рентгенофазовый анализ синтезированного металлокерамического порошка состава $TiC-Me$ ($Me = NiCr, Co$) показал фазы карбида титана и металлического связующего. Частицы полученного порошкового продукта имели форму осколков, в них по всему объему металлического связующего равномерно распределены ультрадисперсные карбидные включения. Размер карбидных включений лежит в широком диапазоне – от десятков нанометров до 15 мкм. Как показано в [1], уменьшение содержания металлического связующего в составе синтезируемого металлокерамического компакта приводит к увеличению размеров карбидного зерна. Изображения частиц получали с помощью растрового электронного микроскопа Evo MA15 (Carl Zeiss) с использованием детектора BSD. Общий вид металлокерамических частиц и их шлиф для фракции 20–45 мкм, далее используемой в работе, представлен на рис. 1.

Особенностью структуры частиц карбидов, размер которых больше 3 мкм, является внутренняя дефектность, выраженная в виде продольных трещин и газовых пор. Для объяснения формирования неоднородной структуры карбида воспользуемся соображением, приведенным в [1] в предположении одномерного характера движения фронта горения в порошковой смеси в присутствии металлического связующего с температурой плавления ниже температуры плавления титана ($T = 1958$ К). Перед фронтом горения порошковой композиции $Ti-C-Me$ ($Me = NiCr, Co$) первоначально возникает слой, в котором частицы металлического связующего плавятся, в то время как ультрадисперсные частицы титана остаются еще в твердом состоянии. Хорошая смачиваемость титана позволяет распределиться жидкому металлическому связующему по отдельным частицам порошка и их агломератам, которые локализируются в объеме расплава. Низкое объемное содержание металлического связующего в составе смеси реагентов приводит к локали-

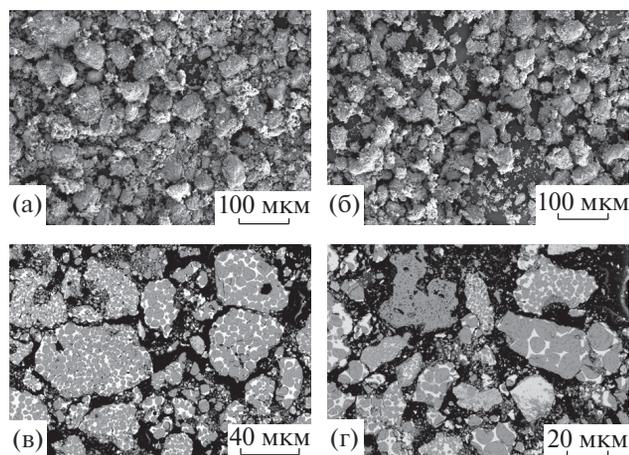


Рис. 1. Общий вид (а, б) и шлифы (в, г) металлокерамических частиц состава TiC–Co(19 об. %) (а, в) и TiC–NiCr(19 об. %) (б, г).

зации более крупных блоков, состоящих из ультрадисперсных частиц титана и сажи. В отдельных микрообъемах, локализованных металлическим расплавом связующего, можно рассматривать СВС системы Ti–C, который осуществляется в условиях твердофазного горения. Поскольку СВС происходит в свободном режиме горения, а синтез в отдельных микрообъемах протекает в условиях твердофазного горения, то результатом является карбид титана, представляющий собой ячеисто-пористый каркас. В металлическом расплаве СВС отдельного блока происходит в ограниченном объеме, который препятствует росту отдельных карбидных зерен, что приводит к их спеканию по границам контакта. Однако давление, создаваемое расплавом металлического связующего, недостаточно для формирования однородной структуры карбида, что приводит к возникновению указанных выше дефектов. Формирование округлой формы блока карбида титана обусловлено синтезом в расплаве металлического связующего.

Обработку порошка проводили с помощью плазмотрона 2 (рис. 2) с межэлектродной вставкой мощностью до 50 кВт, установленного на водоохлаждаемом реакторе 4, который позволял проводить обработку порошковых материалов в контролируемой атмосфере. Применяли одностороннюю инжекцию обрабатываемого порошка непосредственно перед выходным сечением сопла плазмотрона. Смесь аргон–гелий использовали в качестве основного плазмообразующего газа. В качестве транспортирующего газа для ввода порошка в плазменную струю из дозатора 3 также применяли аргон.

Основными преимуществами плазмотрона с межэлектродной вставкой по сравнению с обычными плазмотронами являются: значительно бо-

лее низкий уровень низкочастотных пульсаций мощности; низкий уровень пульсаций напряжения или их отсутствие; относительно низкий ток дуги, что приводит к низкому уровню эрозии электрода. Следовательно, напыленные покрытия и обработанный порошок или поверхностный слой не будут загрязнены продуктами эрозии (Cu, W и другими). Кроме того, расход плазменного газа может меняться в относительно широком диапазоне. Поэтому эффективная температура плазмы, удельная энтальпия и скорость также могут меняться в широких пределах. Для эффективной обработки металлокерамического порошка необходимо обеспечить повышенную энтальпию струи наряду с ее протяженностью, чтобы увеличить время пребывания порошка в зоне высокотемпературного нагрева.

Необходимо отметить, что в отличие от длинных аргонно-азотных струй плазмы, выходящих при низких числах Рейнольдса, проблематично достичь длинной ламинарной аргонно-гелиевой струи без примеси кислорода из окружающей атмосферы, начиная с расстояния $z/D_n \sim 5$. Также следует отметить, что добавление водорода для увеличения энтальпии струи аргона неприемлемо, поскольку струя аргона и водорода становится турбулентной, начиная с выходного сечения сопла плазмотрона. Кроме того, использование водорода приводит к декарбонизации карбида титана.

Оптимальный режим свободной аргонно-гелиевой плазменной струи, истекающей при низких числах Рейнольдса, определяется внутренним диаметром анода $D_a = 9$ мм, выходным диаметром сопла $D_n = 11$ мм, током дуги $I = 250$ А, напряжением дуги $U = 175$ В, расходом основных рабочих газов $G_{Ar} = 0.4$ г/с, $G_{He} = 0.2$ г/с, расходом аргона для защиты анода $G_{Ar} = 0.14$ г/с. Для указанных параметров число Рейнольдса $Re \sim 150$, что соответствует квазиламинарному режиму истечения плазменной струи. Число Рейнольдса рассчитывали по формуле $Re = \rho_0 D_n u_0 / \mu_0$, где ρ_0 , μ_0 и u_0 – значения среднemasсовой плотности, динамической вязкости и скорости газа, соответствующие среднemasсовой температуре T_0 при выходе из сопла поперечного сечения D_n . На рис. 3 представлена “теневая” фотография плазменной аргонно-гелиевой струи в заданном режиме работы плазмотрона.

В результате обработки металлокерамических порошков с частицами осколочной формы были получены сферические частицы, морфология и микроструктура которых представлена на рис. 4 и 5. Визуальный анализ шлифа показал, что обработанные частицы наследуют внутреннюю структуру исходных частиц. Размер, форма и распределение зерен карбидов по объему металлического связующего не изменилась, частицы плотные.

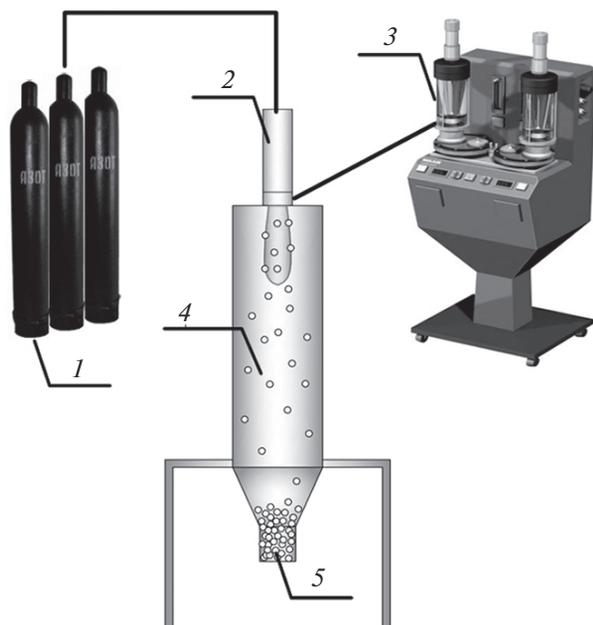


Рис. 2. Принципиальная схема экспериментальной установки: 1 – баллоны с плазмообразующим газом; 2 – плазматрон с межэлектродной вставкой; 3 – порошковый дозатор; 4 – водоохлаждаемый реактор; 5 – коллектор порошка.

Гранулометрический состав сфероидизированных частиц приведен в табл. 1. Рентгенофазовый анализ сфероидизированного порошка состава $TiCMe$ ($Me = NiCr, Co$) показал наличие фаз карбида титана и металлического связующего.

ДЕТОНАЦИОННОЕ НАПЫЛЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Детонационные металлокерамические покрытия из твердосплавных композитов на основе карбидов с металлической связкой были получены на промышленном компьютеризированном комплексе детонационного напыления CCDS2000 (Computer Controlled Detonation Spraying), разработанном в ИГиЛ СО РАН [10].

Покрытия для исследований микроструктуры, микротвердости и абразивной стойкости напыляли на стальные пластины (Ст3), толщина покрытия составляла ~300 мкм, дистанция напыления 200 мм. При нанесении покрытий определяли коэффициент использования порошка (КИП), измеряемый в процентах отношения массы напыленного материала к массе материала, инжектированного в ствол детонационной пушки.

Предварительно с помощью программного кода L_{IN} [11] были рассчитаны температура и скорость частиц для исследованных фракций композиционных порошков различного состава в зависимости от их среднеобъемного размера.

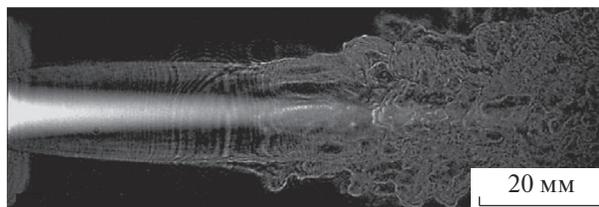


Рис. 3. Теневая визуализация плазменной аргонно-гелиевой струи при $Re \sim 150$.

В табл. 1 представлены обобщенные характеристики частиц напыляемого порошка: фракционный состав исследуемых образцов, включающий средний размер частиц и диапазон основной фракции в интервале $d_{10}-d_{90}$; плотность материала; скорость частиц и их температура.

Композиционные частицы перед соударением с подложкой находились в твердом, частично или полностью расплавленном состоянии и имели температуру, близкую к температуре плавления металлической связки. Низкое значение КИП (~33%) при формировании покрытий из порошка состава $TiC-Me$ (19 об. %) ($Me = NiCr$ и Co) обусловлено присутствием частиц размером до 15 мкм (табл. 1). Частицы размером менее 5 мкм, для которых характерна низкая кинетическая энергия, уносит поток газа при его натекании на преграду [12]. Композиционные частицы размером от 5 до 15 мкм, как правило, обеднены металлическим связующим (либо оно полностью отсутствует), так как их размер соизмерим с размерами карбидного зерна синтезированного компакта [13], что приводит к рикошету о поверхность формируемого покрытия.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Для исследования внутренней структуры покрытий были подготовлены шлифы поперечного сечения образцов, структура которых представлена на рис. 6. Покрытия характеризуются как сплошные, без каверн. Наблюдается слоистая структура с четко выраженными границами, образованными деформированными частицами, что указывает на температуру частиц, близкую к температуре плавления металлического связующего, и высокую скорость, оцененные значения которых представлены в табл. 1. В табл. 2 показаны характеристики напыленных покрытий.

Микротвердость, как правило, рассматривают в качестве косвенной характеристики износостойкости и/или плотности получаемых покрытий. Микротвердость покрытий HV_{300} измеряли на твердомере DuraScan-50.

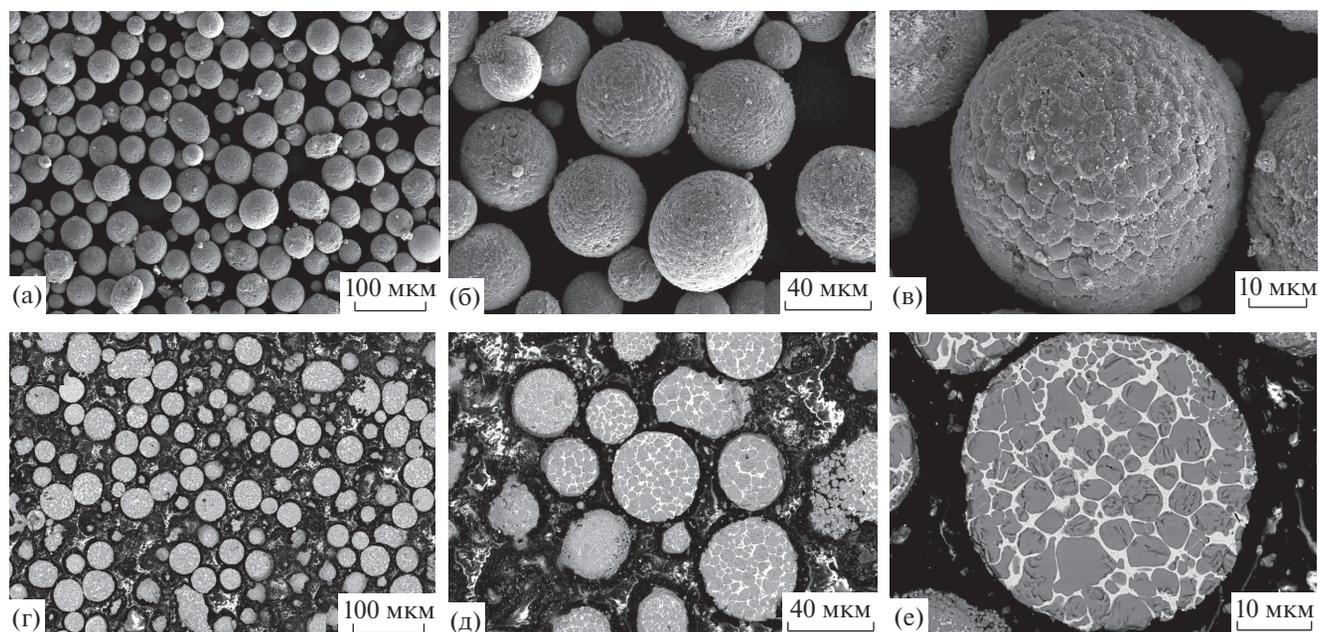


Рис. 4. Общий вид (а, б, в) и шлифы (г, д, е) частиц состава TiC–Co (19 об. %) при разном увеличении.

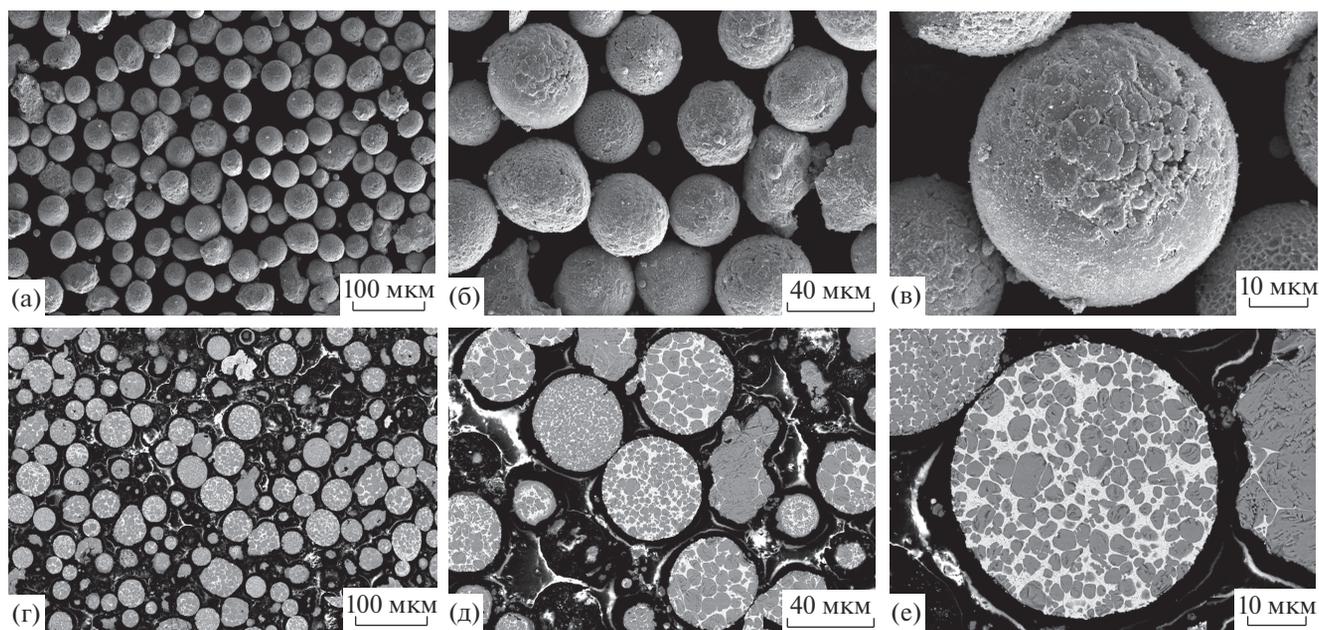


Рис. 5. Общий вид (а, б, в) и шлифы (г, д, е) частиц состава TiC–NiCr (19 об. %) при разном увеличении.

Пористость покрытий, как и ранее [1, 2], определяли с помощью прикладного пакета программ Image Analysis Software, поставляемого вместе с металлографическим микроскопом OLYMPUS GX-51.

Трибологические исследования покрытий на абразивную стойкость проводили в соответствии со стандартом ASTM G65 с максимальной нагрузкой. Более подробное описание процедуры подготовки и испытаний образцов с покрытиями из-

ложены в [1, 2]. Испытание каждого образца осуществляли в три этапа, каждый из которых после 1000 оборотов диска завершался взвешиванием образца с покрытием на аналитических весах с погрешностью 0.5 мг. Объемный износ покрытия определяли как отношение разности масс исходного и потеряннного материала покрытия к плотности материала.

Таблица 1. Обобщенные результаты характеристик частиц напыляемого порошка

Напыляемый порошок	Средний размер частиц, мкм		Плотность материала, г/см ³	Скорость частиц, м/с		Температура, К		КИП, %
	d_{10}	d_{90}						
WC–Co (19 об. %)	34.63		14.82	485		1672		54
	22.6	46.88		596	417	1767	1514	
TiC–Co (19 об. %)	35.44		6.11	594		1971		34
	15.10	50.58		823	498	1910	1720	
TiC–NiCr (19 об. %)	31.73		5.88	648		1700		33
	6.74	48.68		963	521	1786	1699	

Таблица 2. Характеристики напыленных металлокерамических покрытий

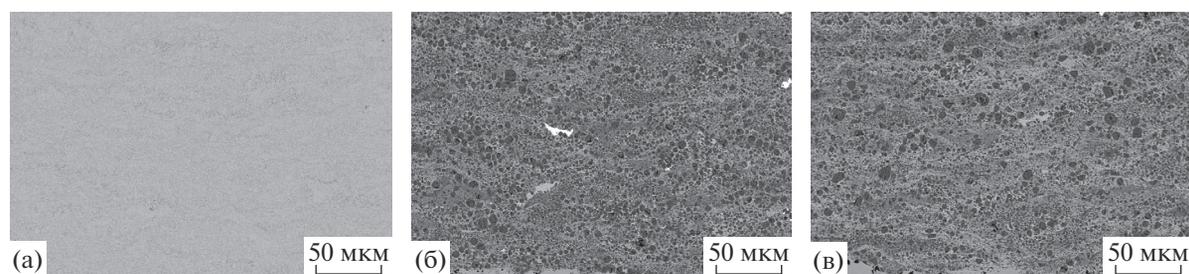
Напыляемый порошок	Пористость, %	Микротвердость, HV_{300}	Износ*, мм ³
WC–Co (19 об. %)	0.4	1283 ± 212	0.61
TiC–Co (19 об. %)	1.47	831 ± 220	3.27
TiC–NiCr (19 об. %)	1.78	882 ± 130	3.06

Примечание. Звездочкой отмечен износ в ходе испытаний на абразивную стойкость по стандарту ASTM G65 с максимальной нагрузкой, 1000 оборотов.

Низкая пористость покрытия состава WC–Co (19 об. %) обусловлена, в первую очередь, напылением сферических частиц порошка, каркас которых сформирован из карбидных включений, распределенных в металлическом связующем и характеризующихся высокой внутренней пористостью. Пористость отдельных частиц может достигать 40% (рис. 7). В то же время пористость покрытий, напыленных из порошков на основе карбида титана, выше и связана с напылением сферических плотных частиц (рис. 4 и 5). Таким образом, подтвержден один из результатов [3] детонационного напыления покрытий плотными, а также с высоким объемным содержанием пор, сферическими частицами металлокерамических порошков.

Металлокерамические покрытия, полученные напылением частиц порошков состава TiC–Me (19 об. %) (Me = Co и NiCr) и WC–Co (19 об. %),

характеризуются различным объемным износом при одинаковой объемной доле металлического связующего. Минимальный износ характерен для покрытия из WC–Co (19 об. %) (табл. 2). Для объяснения этого результата сравним микроструктуры металлокерамических покрытий и проанализируем структуру поверхности следа, оставленного диском во время проведения теста на абразивную стойкость. В [2] установлено, что существуют критические размеры частиц карбидных включений (0.1–0.2 мкм) и их критическая объемная доля в металлическом связующем (меньше 70%), при которых будет наблюдаться повышенный износ покрытия. Металлокерамический материал состава TiC–Me (19 об. %) (Me = Co, NiCr), в отличие от металлокерамического материала состава WC–Co (19 об. %), характеризуется широким распределением по размерам твердых включений – от 0.1 до 15 мкм. Как отмечено выше, частицы

**Рис. 6.** РЭМ-изображения шлифа металлокерамических покрытий состава: а – WC–Co (19 об. %); б – TiC–Co (19 об. %); в – TiC–NiCr (19 об. %).

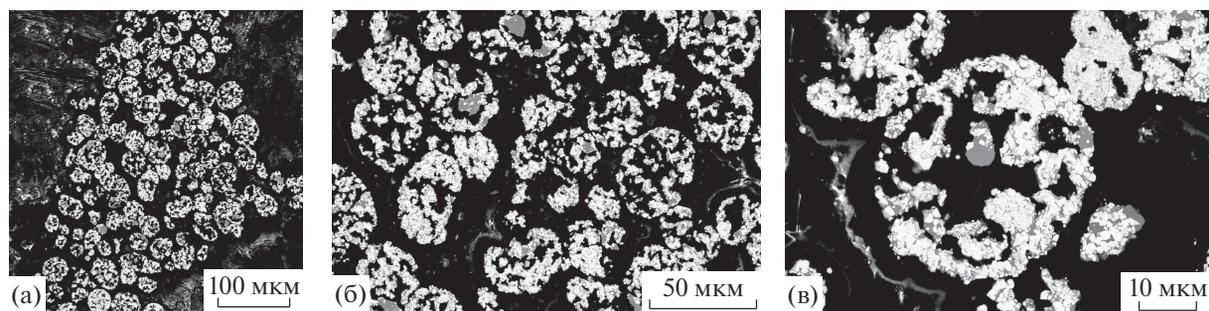


Рис. 7. РЭМ-изображения шлифа порошковых металлокерамических частиц состава WC–Co (19 об. %) при разном увеличении.

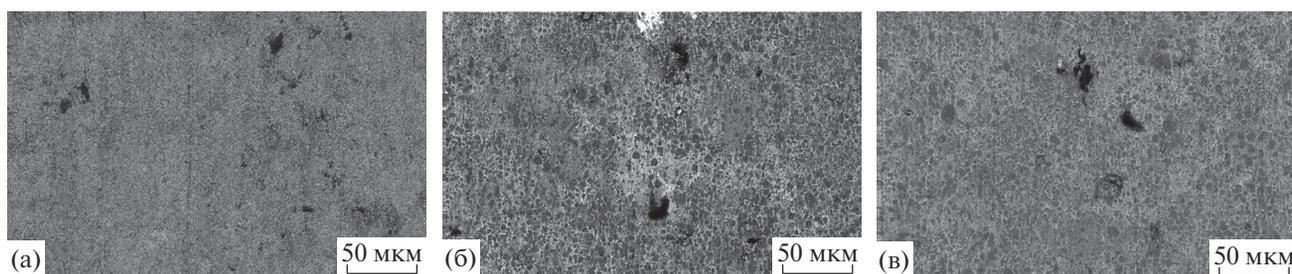


Рис. 8. РЭМ-изображения структуры отпечатка диска на металлокерамических покрытиях состава: а – WC–Co (19 об. %); б – TiC–Co (19 об. %); в – TiC–NiCr (19 об. %).

карбидов, размер которых лежит в диапазоне 0.1–0.2 мкм, не вносят свой вклад в абразивную стойкость покрытия. Обнаруженная дефектная структура частиц карбидов титана размером более 3 мкм приводит к разрушению их по микротрещинам и порам частицами абразива, что также увеличивает массовую потерю материала во время испытаний. Сферическая форма карбидных частиц и их крупный размер (более 3 мкм) обеспечивают низкое механическое сцепление с металлическим связующим, что приводит к выкрашиванию их из объема покрытия. Подтверждением тому являются пустоты округлой формы размером 5 мкм и продольные линии вдоль движения диска (рис. 8).

Таким образом, наилучшей износостойкостью обладает покрытие состава WC–Co (19 об. %), поскольку его материал сформирован из частиц карбидов, имеющих форму осколков, характеризующихся небольшим разбросом по размерам (средний размер составляет 1 мкм) (рис. 8) и равномерным распределением внутри металлического связующего.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлен объединенный комплекс научно-инженерных разработок, включающий получение сферических частиц металлокерамического порошка с высоким содержанием твердых включений, напыление из него металлокера-

мических покрытий методом детонации и изучение их эксплуатационных свойств. Научный интерес представляют следующие результаты.

Методом СВС в свободном режиме горения из механоактивированной порошковой реакционной смеси стехиометрического состава, порошка титана, углерода и металлической связки (NiCr, Co) с последующим механическим измельчением и выделением фракции 20–45 мкм получены металлокерамические порошки с частицами осколочной формы и равномерным распределением сферических карбидных включений по объему металлического связующего состава TiC–Me (19 об. %) (Me = NiCr, Co). Отмечена дефектная структура частиц карбидов титана размером больше 3 мкм. В объеме зерен карбидов присутствуют трещины и поры. Феноменологически описан процесс появления данных микроструктурных дефектов.

С помощью аргоно-гелиевой плазменной струи в квазиламинарном режиме ($Re \sim 150$) проводилась сфероидизация металлокерамических частиц с высоким содержанием карбидной фазы, полученных методом СВС. Исследован их фазовый состав, морфология и микроструктура. Показано, что обработанные частицы наследуют микроструктуру исходных частиц, карбидные включения имеют округлую форму и равномерно распределены в объеме металлического связующего. В частицах карбидов титана размером боль-

ше 3 мкм присутствуют те же дефекты – трещины по своему объему и поры.

Исследования подтвердили результаты [3] для детонационного напыления покрытий из металлокерамических порошков, сферические частицы которых были плотными и содержали большое количество пор. При напылении плотного порошка уменьшается КИП (от 54 до 33%) и увеличивается пористость покрытий от 0.4 до 1.78%.

Феноменологически описан процесс снижения абразивной стойкости металлокерамических детонационных покрытий TiC–Me (19 об. %) (Me = NiCr и Co), измеренной в соответствии со стандартом ASTM G65. Показано, что на износостойкость покрытий влияют форма, размер и микроструктура карбидных включений. Наилучшей износостойкостью обладает покрытие состава WC–Co (19 об. %) – потеря объема материала составляет 0.61 мм³ за 1000 оборотов. Необходимо отметить, что частицы карбидов в покрытии приведенного состава имеют форму осколков, образуют узкую фракцию. Средний размер частиц порядка 1 мкм.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (проект АААА-А17-117030610124-0).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Solonenko O.P., Ovcharenko V.E., Ulianitsky V.Y. et al. // J. Surf. Invest.: Synchrotron Neutron Tech. 2016. V. 10. № 5. P. 1040. doi 10.1134/S1027451016050402

2. Ulianitsky V.Y., Batraev I.S., Solonenko O.P., Chesnokov A.E. // J. Surf. Invest.: Synchrotron Neutron Tech. 2018. V. 12. № 2. P. 250. doi 10.1134/S1027451018020179
3. Wang T.-G., Zhao Sh.-Sh., Hua W.-G. et al. // Surf. Coat. Tech. 2009. V. 203. № 12. P. 1637. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.12.012>
4. Park S.Y., Kim M.C., Park C.G. // Mater. Sci. Engin. 2007. V. 4. P. 894. doi 10.1016/j.msea.2006.02.444
5. Du H., Hua W., Liu J. et al. // Mater. Sci. Engin. 2005. V. 408. № 1–2. P. 202. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.008>
6. Valentinelli L., Valente T., Casadei F., Fedrizzi L. // Intern. J. Corrosion Processes Corrosion Control. 2004. V. 39. Iss. 4. P. 301. <https://doi.org/10.1179/174327804X13884>
7. Guilemany J.M., Dosta S., Nin J., Miguel J.R. // J. Thermal Spray Tech. 2005. V. 14. Iss. 3. P. 405. doi 10.1361/105996305X59350
8. Melnyk C., Cerritos R.G., Simi V. et al. // Proceed. Intern. Thermal Spray Conf. Germany, 2011. P. 157.
9. Ulianitsky V.Yu., Solonenko O.P., Smirnov A.V., Batraev I.S. // Proceed. Intern. Thermal Spray Conf. Barcelona, 2014. P. 668.
10. Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Zlobin S.B., Smurov I.Yu. // J. Thermal Spray Tech. 2011. V. 20. Iss. 4. P. 791. doi 10.1007/s11666-011-9649-6
11. Gavrilenko T.P., Nikolaev Yu.A., Ulianitsky V.Yu. et al. // Proceed. Intern. Thermal Spray Conf. Nice, 1998. P. 1475.
12. Кудинов В.В. Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 184 с.
13. Солоненко О.П., Овчаренко В.Е., Чесноков А.Е. // Тр. VI Всерос. конф. “Взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине”. Новосибирск, 2015. Т. 1. С. 232.

Influence of Cermet Powder Microstructure on Performance Characteristics of Thermal Spray Coatings

A. E. Chesnokov, A. V. Smirnov, I. S. Batraev

A comparative analysis of the performance characteristics of thermal spray coatings, in particular, detonation coatings based on titanium carbide and coatings obtained from commercial tungsten carbide WC–Co (12 wt. %) (1342VM, Praxair, USA) and cermet powder of TiC–Me (19 vol. %) (Me = NiCr, Co) obtained by self-propagating high-temperature synthesis followed by spheroidization in a plasma jet, is carried out. The carbide particles of a cermet powder with a size of more than 3 μm are shown to have structural defects in the form of cracks and pores. A phenomenological explanation of their occurrence is given. It has been established that spheroidized particles inherit the internal microstructure and are dense, while the porosity of tungsten carbide based WC–Co (12 wt. %) particles reaches 40%. The influence of the particle density on the powder deposition efficiency and on the porosity of the coatings has been found. When spraying a dense powder, the deposition efficiency decreases from 54 to 33% and coating porosity increases from 0.4 to 1.78%. The best wear resistance has a coating with WC–Co (19 vol. %) composition, due to irregular shape of carbide particles with a size of about 1 μm.

Keywords: cermet materials, detonation spaying, plasma spheroidization, wear resistance, microhardness, self-propagating high-temperature synthesis, mechanical activation.