

НОВЫЕ ПОРОШКОВЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**А.Ф. Ильюшенко, Е.Е. Петюшик***ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск:***В.В. Савич***ГНУ «Институт порошковой металлургии»**ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск*

Введение. Повышение роли белорусской материаловедческой науки в укреплении производственного и экспортного потенциала, формирование экономики, основанной на новейших разработках, становится сегодня одной из стратегических задач в развитии экономики республики. Только новые научно-технические достижения, новые эффективные энерго- и ресурсосберегающие технологии обеспечат конкурентоспособность как продукции отдельного предприятия, так и экономики страны в целом. На долю новых разработок, воплощаемых в новых материалах, технологиях, оборудовании, подготовке кадров, организации производства в развитых странах, приходится от 70 до 85 % прироста ВВП. Порошковая металлургия занимает особое место среди других технологий создания новых материалов самого широкого назначения, так как позволяет производить материалы и изделия, которые либо невозможно получить традиционными металлургическими методами, либо их изготовление обходится дешевле, чем традиционным способом [1].

В данной работе представлены некоторые разработки новых порошковых и композиционных материалов, выполненные в 2007 – 2008 гг. сотрудниками ГНПО ПМ.

Машиностроительные материалы. Для описания процесса уплотнения порошковых смесей предложено использовать комбинированную модель, состоящую из трех участков: в диапазоне относительных плотностей θ от 0,6 до 0,68 – модель Флэка [2], в диапазоне свыше 0,8 – модель Гурсона – Твергарда – Нидлмана [3, 4]. Переходную область в координатах $P - \theta$ предложено описывать прямой, проходящей через крайние точки указанных выше диапазонов плотностей. Такое описание удовлетворительно описывает процесс прессования порошковых смесей в жестких матрицах. Так как использование модели, содержащей точки разрыва, при численном конечно-элементном моделировании процесса получения порошковых заготовок затруднительно, в настоящем исследовании

предложено модифицировать модель Гурсона – Твергарда – Нидлмана с учетом особенностей теплового прессования, входящую в состав программного комплекса Marc.

С учетом известных подстановок и допущений выражение для пластического потенциала можно записать в виде

$$\Phi_2 = \frac{\left(-\sqrt{\frac{2}{3}} P \left(1 - \frac{v_0 \theta}{1 - v_0 \theta} \right) \right)^2}{\sigma_y^2} + 3 f' c h \left(\frac{1}{2 \sigma_y} P \right) - (1 + f'^2) = 0, \quad (1)$$

где f' – модифицированная функция пористости, определяемая как

$$f' = \begin{cases} 1 - \theta, & \text{при } \theta \geq \theta_c \\ (1 - \theta_c) + 0,875(0,8 - \theta), & \text{при } \theta < \theta_c \end{cases}, \quad (2)$$

где θ_c – критическая плотность.

Как видно из уравнения (2), при значениях плотности ниже θ_c вводится поправка, связанная с коалесценцией пор. Однако модель Гурсона – Твергарда – Нидлмана была разработана для описания процесса деформирования пористого порошкового тела. Для процесса прессования порошковых смесей, когда при критической плотности наблюдается переход порошковой системы в связанное состояние, целесообразно использовать следующее выражение, где поправка добавляется не к критическому, а к текущему значению пористости:

$$f' = \begin{cases} 1 - \theta, & \text{при } \theta \geq \theta_c \\ (1 - \theta) + 0,875(0,8 - \theta), & \text{при } \theta < \theta_c \end{cases} \quad (3)$$

Адекватность предложенной модели доказывается сравнением результатов расчета с использованием выражения (3) и экспериментальных данных (рис. 1). Кроме этого, установлено, что предел текучести материала порошка снижается от 150 МПа при холодном прессовании до уровня 125 – 128 МПа при теплом, в то время как снижение межчастичного трения носит второстепенный характер.

С помощью предложенной модели проведена разработка варианта технологии изготовления из частично легированного порошка Distaloy DC с добавкой 0,2 % графита и 0,6 % стеарата цинка, введенных механическим смешиванием, порошковых заготовок плотностью 7,2 – 7,4 г/см³ с применением операций теплового прессования, низкотемпературного спекания, повторного прессования-калибровки и высокотемпературного спекания.

Проведен расчет усадки материала на всех операциях технологического процесса по предложенному варианту, необходимый для определения исполнительных размеров технологической оснастки для прессования и калибровки заготовки детали «кольцо коническое» узла синхронизации коробки перемены передач трактора «Беларус». Проведено имитационное моделирование схемы прессования заготовки детали «кольцо конусное», имеющей два встречных конуса вдоль оси прессования. Порошковые прессовки детали «кольцо коническое» получали на прессе ТРА500/ЗНР при давлении 600 МПа, затем проводили низкотемпературное спекание в печи СКЗ 6.95.12/11 в среде эндогаза при температуре 750 °С. Спеченные заготовки допрессовали на прессе ТРА500/ЗНР при давлении 650 МПа и затем спекали в печи с шагающим подом фирмы «Кремер» (Германия) типа WBSX-40-125/с в среде эндогаза. Порошковые заготовки (рис. 2) затем передавались на РУП МТЗ для проведения механической и химико-термической обработки (нитроцементации).

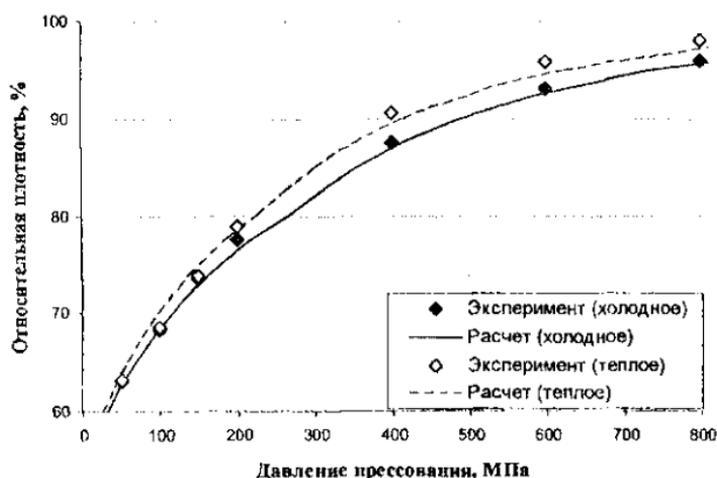


Рис. 1. Сравнение расчетных и экспериментальных данных при холодном и теплом прессовании исследуемых порошков

В результате экспериментальных исследований влияния компонент трения на формирование поверхности трения, анализа изнашивания и исследования механизмов поверхностного разрушения твердых тел в широком диапазоне условий трибомеханического контакта установлено, что состав и структура твердых включений существенно влияют на формирование трущейся поверхности. В зависимости от их со-

става на поверхности трения может наблюдаться формирование сплошной защитной пленки или защитная пленка образуется только в локальных областях. Практически все карбиды и двуокись алюминия не позволяют образовывать сплошной пленки – на поверхности наблюдаются локальные вырывы, места выхода твердых включений и т.д. Нитриды и двуокись кремния в процессе трения растрескиваются и формируют дискретные элементы поверхности, вызывающие повышенный износ контртела.

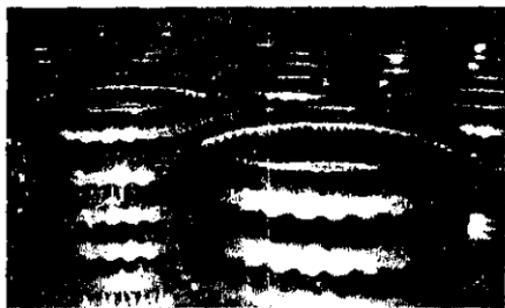


Рис. 2. Фотография порошковых заготовок детали «Кольцо коническое» синхронизатора коробки передач трактора «Беларус»

Экспериментальные исследования влияния углерода на формирование поверхности трения показали, что каменноугольный кокс формирует более плотную и однородную по сравнению с графитом поверхность трения на фрикционных материалах на железной основе. Фрикционный материал, содержащий кокс, имеет более высокий коэффициент трения и значительно более высокую износостойкость, чем материал, содержащий графит. На рис. 3 приведены фотографии поверхности трения фрикционного материала, содержащего графит (а) и кокс (б), убедительно подтверждающие изложенное выше.



Рис. 3. Фрагмент поверхности трения фрикционного материала, содержащего графит (а) и каменноугольный кокс (б), $\times 50$

Исследована кинетика взаимодействия расплавов углеродистых сталей с ультрадисперсными керамическими модификаторами $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-AlOOH}$, показаны основные этапы самоорганизации ультрадисперсных частиц на атомно-молекулярном уровне, начиная от температуры кристаллизации. Установлено фракционирование атомов железа, углерода и вводимых частиц в структурообразовании сплавов Fe-C путем образования кластерных образований и их сфероидизации. Показано, что вводимые нанодисперсные керамические модификаторы взаимодействуют с фуллереноподобным углеродом сплавов Fe-C, образуя кватероны, которые являются центрами кристаллизации железа. Определен критический размер зародышей железа ($\sim 1,3$ нм), который свидетельствует об устойчивости формируемых наноструктур и их возможной самоорганизации. Установлена взаимосвязь областей метастабильности равновесной диаграммы состояния с формированием зародышей нанофазы. Концентрация легирующих добавок определяется диссипативным состоянием расплава, характеризуется множеством самоподобных состояний, определяемых устойчивостью рассматриваемой системы, рассчитанной по числу обобщенных пропорций. На уровне мезо- и микроструктуры эффект легирования заметен при содержании легирующего элемента до 30 %, на атомно-молекулярном уровне достаточно ввести 0,5 вес. % наноразмерных керамических частиц.

Установлен излом на зависимости «прочность – размер зерна», связанный с изменением соотношения между размером поликристаллического агрегата и среднего расстояния между частицами.

На рис. 4 представлены фотографии микроструктуры исходного (а) и модифицированного (б) железоуглеродистого сплава

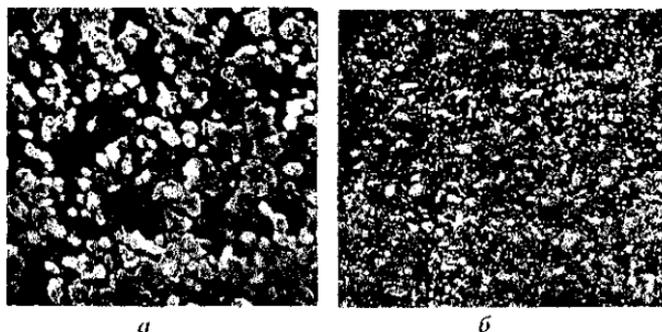


Рис. 4. Структура исходного (а) и модифицированного (б) железоуглеродистого сплава, $\times 5000$

Исследовано влияние добавок графита и свинца в железо-медный материал и железа и дисульфида молибдена в медно-оловянный материал на их триботехнические свойства [5 - 8]. Оптимальное количество добавок в материал на железной основе: 2 % графита, 20 % меди, 10 % свинца.

В материал на медной основе: 8 - 10 % олова, 20 - 22 % железа, 2 - 2,5 % дисульфида молибдена. Оптимальная плотность материала составляет 82 - 85 %.

Проведены сравнительные триботехнические испытания исследуемых порошковых материалов и компактной бронзы БрАЖ9-4. Определен коэффициент трения порошковых материалов: ЖГр2Д20С10 - 0,01 - 0,02, БрОЖМС - 0,02 - 0,035; компактной бронзы - 0,05. Предельно допустимая нагрузка для материала БрОЖМС составляет 11 МПа, ЖГр2Д20С10 - 9 МПа, компактной бронзы БрАЖ9-4 - 2 МПа. Износостойкость порошковых материалов на железной основе в 30, а на медной основе в 4 раза больше, чем компактной бронзы. Давление схватывания материала с содержанием 9 % свинца в 1,25 - 1,5 раза выше, чем у бронзы.

Разработан композиционный двухслойный материал «сталь Ст3 - порошковый материал». Интенсивность изнашивания разработанного материала при $P = 2,8$ МПа, $V = 6$ м/с составляет $34,7 \cdot 10^{-12}$ мкм/км, давление схватывания - 5,7 МПа, твердость - 75 - 85 НВ. Прочность сцепления порошковых антифрикционных слоев со стальной основой (прочность на срез) составляет 140 - 160 МПа. Микроструктура двухслойного композиционного материала представлена на рис. 5 и подтверждает наличие диффузионной связи антифрикционного слоя со стальной основой.

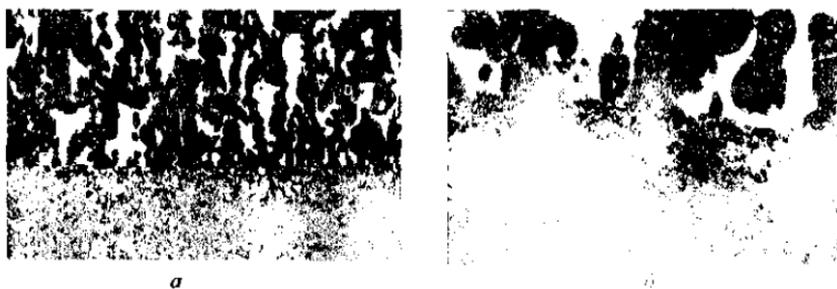


Рис. 5. Структура композиционного двухслойного материала Ст3 - ПА-ЖГр2Д20С10: а - $\times 100$; б - $\times 200$

Разработаны технологические процессы изготовления заготовок деталей «направляющая» и «подшипник скольжения» (рис. 6), опытные партии которых переданы ООО «Хорда-Гидравлика» (г. Гомель) для проведения испытаний.

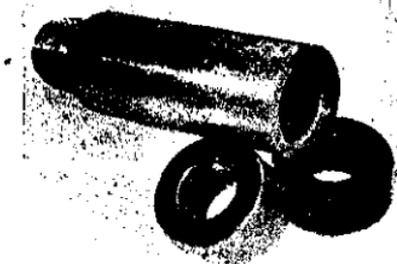


Рис. 6. Детали «направляющая» и «подшипник скольжения» роторной группы аксиально-поршневых насосов

Конструкционная керамика. Исследовано влияние температурной обработки композитов на основе ZrO_2 с различным содержанием стабилизирующих добавок на особенности формирования их микроструктуры. Установлено, что с увеличением содержания Y_2O_3 до 10 % и увеличением температуры спекания до 1700 °С повышается доля кубической фазы $c-ZrO_2$ при одновременном снижении доли тетрагональной фазы $t-ZrO_2$. Содержание моноклинной фазы $m-ZrO_2$ также находилось в зависимости от режимов процесса и количества стабилизирующей добавки. При содержании Y_2O_3 более 10 % происходит формирование стабильной кубической фазы $c-ZrO_2$, что приводит к невозможности повышения прочности за счет трансформационного упрочнения.

Проведен анализ влияния различных типов стабилизирующих и упрочняющих добавок на свойства композитов на основе оксидов алюминия и циркония. Установлено, что для устранения процесса старения при низких температурах 150 – 500 °С вязкую керамику $Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3$ дополнительно упрочняют путем введения дисперсных оксидных или неоксидных фаз, таких как CrO_2 , муллит, шпинель, HfO_2 , Si_3N_4 , B_4C . Особенно эффективно упрочнение усами или волокнами SiC .

Иницированное напряжениями фазовое упрочнение обусловлено взаимодействием поля напряжений движущейся трещины с включениями тетрагонального ZrO_2 . При фиксировании включений тетрагональной фазы диоксида циркония при низких температурах в метастабильном состоянии поле напряжений растяжения в устье движущейся трещины инициирует их превращение в моноклинную фазу. Увеличение в результате такого превращения объема включений и вызванные им деформации сдвига генерируют в матрице напряжения сжатия, которые останавливают движение трещины.

Разрабатываемые материалы нашли применение при изготовлении износостойких (ОАО «Полоцк-Стекловолокно», втулки – распушители

нитей, трубки для задувных сопел) и термостойких (ММЗ им. С.И. Вавилова, термостойкие изоляторы и стержни керамические) изделий.

Ведется разработка и освоение опытно-промышленного производства высокодисперсных порошков оксида алюминия, активных форм и материалов на их основе [9, 10]. Установлено, что изменение давления в три раза (от 50 до 150 МПа) увеличивает плотность образцов из ультрадисперсных порошков алюминия всего на 0,5 %.

При спекании образцов, в составе которых присутствуют высокодисперсные частицы, наблюдается активация спекания, объясняемая особенностями сопутствующих диффузионных процессов, коагуляции, ползучести и рекристаллизации. Уменьшение размеров исходных частиц приводит к увеличению площади межкристаллических частиц и ускорению названных процессов. Высокоплотная структура материала (≥ 95 % теоретической плотности) достигнута при спекании образцов с участием жидкой фазы при температуре 1450 °С.

Разработаны технологии получения алюмооксидного материала методом полусухого статического прессования и методом литья под давлением, по которым изготовлены экспериментальные образцы новых материалов с последующим спеканием при температуре 1550 °С.

Проведены исследования и определены физико-механические характеристики оксидокерамических материалов с добавками наноструктурированных глобул из гидроксида и оксида алюминия активных форм (рис. 7). Установлена модифицирующая роль добавок: получены материалы с пределом прочности на сжатие до 25 МПа и средним размером зерен < 100 нм. Установлено, что разработанные материалы являются перспективными при использовании в качестве бронезащитных.



Рис. 7. Фрактограмма изломов образцов материала на основе активного порошка гидроксида алюминия: *а* – материал получен статическим прессованием; *б* – материал получен гидродинамическим прессованием; *в* – материал получен импульсным прессованием с помощью бризантных взрывчатых веществ

Пористые материалы и изделия из них. Перспективными мембранными фильтрами с повышенными эксплуатационными свойствами являются фильтроэлементы с асимметричной поровой структурой, состоящие из подложки, обеспечивающей механическую прочность, и мембранного слоя, обеспечивающего заданную тонкость фильтрации. Использование такой асимметричной структуры позволяет уменьшить гидродинамическое сопротивление фильтра и, как следствие, увеличить его производительность.

Разработана и изготовлена ячейка для получения мембран из фольги алюминия методом анодирования. Проведен рентгеноструктурный фазовый анализ мембран в исходном состоянии (без термообработки) и термообработанных на воздухе. Установлено, что в исходном состоянии мембраны представлены аморфным оксидом алюминия (алюмогель). После термической обработки при температуре 970 °С образцы мембран состоят из переходных оксидов (γ - и θ - Al_2O_3). После отжига при 1220 °С в мембранах формировалась высокотемпературная α -фаза, наблюдались остатки низкотемпературных фаз: θ - Al_2O_3 – 8,4 % и γ - Al_2O_3 – 2,1 %.

Определены характеристики экспериментальных образцов мембран: пористость 39 % – 52 %; средние размеры радиуса пор – 0,060 – 0,072 мкм.

Изготовлены образцы самонесущих керамических мембран толщиной ~90 мкм. На рис. 8 представлены фотографии поверхности мембраны (а) и структуры излома (б).

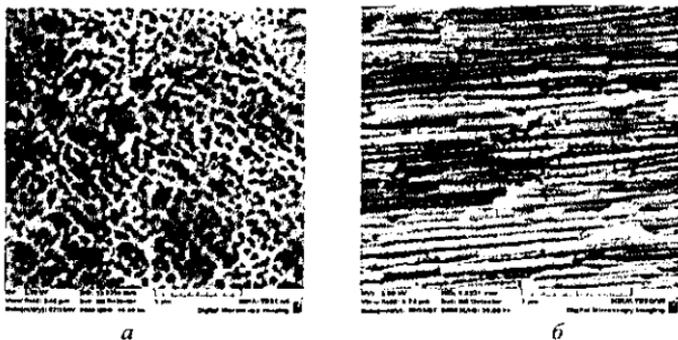


Рис. 8. Поверхность (а) и излом (б) образца керамической самонесущей мембраны, полученной анодным оксидированием и термообработкой алюминиевой фольги

Ведутся разработки порошковых капиллярно-пористых материалов алюминия методом жидкофазного спекания свободно насыпанных и слабоуплотненных двухкомпонентных порошковых материалов на основе алюминия для капиллярных структур тепловых труб.

Теоретически описан процесс спекания двухкомпонентных порошковых материалов на основе алюминия. Разработаны составы порошкового капиллярно-пористого материала на основе алюминия при использовании метода полнофакторного эксперимента. Проведены эксперименты по жидкофазному спеканию свободнасыпанных и слабоуплотненных двухкомпонентных порошковых материалов на основе алюминия с добавкой магния и цинка. Полученные результаты являются основой для создания высокоэффективного теплообменного оборудования, так как отличительной особенностью капиллярно-пористых материалов с основной компонентой из алюминия является высокая электро- и теплопроводность, коррозионная стойкость капиллярной структуры, малый удельный вес, высокие прочность, пластичность.

Проведены теоретические исследования возможности формования пористого демпфирующего материала на основе алюминия различными методами. Выбраны наиболее перспективные методы получения высокопористого материала на основе алюминия – спекание порошка алюминия под давлением и метод, при котором исходный материал (порошок алюминия или алюминиевого сплава) смешивается с порофором, например, гидридом титана, доля которого составляет 1 – 5 %. В результате термического разложения порофора газ образует в металле пенную структуру. После охлаждения пенная структура стабилизируется и образуются закрытые и открытые поры. Плотность пеноалюминия может составлять от 0,4 до 1 г/см³. Теоретически описан процесс спекания порошка алюминия под давлением. Работы перспективны и будут продолжены.

Функциональные защитные покрытия. Разработан процесс упрочнения лезвийного инструмента из твердых сплавов и быстрорежущих сталей формированием наноструктурных композиционных слоев на рабочих поверхностях. Установлено, что эффективным средством повышения работоспособности лезвийного инструмента является изменение структурных и механических свойств за счет оптимизации технологических параметров формирования слоев, способствующих формированию наноструктурированных композиций и увеличивающих адгезионно-прочностные свойства покрытия.

Разработан способ упрочнения лезвийного инструмента, позволяющий повысить вязкость разрушения покрытия рабочего слоя инструмента в 1,7 – 2 раза, улучшить триботехнические характеристики ($K_{тр} \approx 0,1$), повысить твердость инструмента в 1,2 раза и стойкость в 2,5 – 3 раза (табл.).

Среди материалов, применяемых в настоящее время для нанесения износостойких покрытий, особое место занимают карбиды переходных ме-

таллов и неметаллов. Они обладают высокой износостойкостью и твердостью при высоких и низких температурах, химической стабильностью, невысоким коэффициентом трения, малой склонностью к схватыванию и холодной сварке.

Таблица

Свойства инструмента

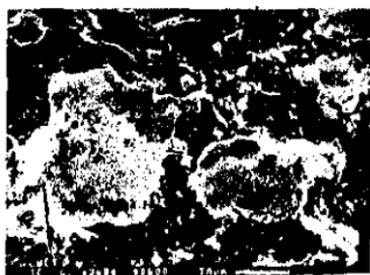
Вид инструмента	Коэффициент вязкости разрушения, K_{IC} , МПа	Твердость поверхности, HRC	Коэффициент трения	Стойкость, относительных единиц
Исходные твердосплавные пластины без покрытий	1	62	0,18	1
ТП, обработанные по разработанному способу	1,3 – 1,7	74	0,1	2,5 – 3
ТП, обработанные по известному способу	1,2	63	0,18	1,2 – 2,3

Для защиты от интенсивного износа, в том числе абразивного, наиболее широко применяются композиционные материалы, состоящие из двух или более фаз с резко отличающимися свойствами: твердые, износостойкие частицы карбидов и мягкая цементирующая матрица, способная релаксировать возникающие напряжения за счет пластической деформации. Применение такой композиционной структуры оправдано, так как в процессе ее нагружения, за счет перераспределения нагрузки, реализуются оптимальные условия работы обеих фаз.

Одним из подходов, направленных на повышение свойств износостойких газотермических покрытий, является применение композиционных порошков [11], получаемых методом СВС, так как они характеризуются уникальной структурой: мелкодисперсная (1 – 5 мкм) карбидная фаза, равномерно распределенная в металлической матрице. Такая структура в дальнейшем наследуется напыляемыми покрытиями. Одним из вариантов дальнейшего повышения технических характеристик СВС-порошков и покрытий из них является дополнительное введение карбида вольфрама введением в реакционную шихту предварительно металлизированного мелкодисперсного карбида вольфрама.

Разработана технология получения плакированного никелем порошка карбида вольфрама. Порошок представляет собой конгломераты карбида вольфрама и никеля размером от 2 до 20 мкм.

Выбран предварительный состав реакционной шихты для получения композиционного карбидосодержащего СВС-порошка. По разработанной технологической схеме получены экспериментальные образцы композиционного карбидосодержащего порошка и проведены их испытания. Полученный порошок характеризуется композиционной структурой, с размером карбидных включений вольфрама и титана менее 1 мкм (рис. 9). Микротвердость порошка составляет $HV_{50} = 1280 - 1890$. Порошок состоит из TiC, WC и NiCr.



a



б

Рис. 9. Структура композиционного порошка на основе карбидов титана и вольфрама: *a* – $\times 600$; *б* – $\times 2500$

Заключение. ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси создало и успешно реализует задел в области материаловедения дисперсных систем, который позволяет получать широкую гамму высокопрочных и пористых материалов различного функционального назначения, защитных покрытий, что является серьезной базой для повышения технических характеристик и потребительских свойств, а также конкурентоспособности на рынках стран СНГ и дальнего зарубежья продукции автотракторной и машиностроительной отраслей. Реализация поставленных научных и технологических задач в рамках Государственной программы развития порошковой металлургии и сварки в Беларуси на 2006 – 2010 гг. будет способствовать дальнейшему совершенствованию технологий порошковых композиционных материалов в стране и росту их применения в технике.

Литература

1. Ильющенко, А. Ф. Ресурсосберегающие наукоемкие технологии – основа современного производства : доклады Национальной академии наук Беларуси / А. Ф. Ильющенко, 2007. – Т. 51 (Спецвыпуск). – С. 170 – 178.
2. Fleck, N. A. Yielding of metal powder, bonded by isolated contacts [Текст] / N. A. Fleck, L. T. Kuhn, R. M. Mcmeeking // J. Mech. Phys. Solid, 1992. – Vol. 40. – No. 5. – P. 1139 – 1162.

3. Gurson, A. L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media / A. L. Gurson // *ASME J. Mech. Sci.*, 1977. – Vol. 99. – P. 2 – 15.
4. Tvergaard, V. Influence of Voids on Shear Band Instabilities under Plane Strain Conditions / V. Tvergaard // *Int. J. Fracture*, 1991. – Vol. 17. – P. 389 – 407.
5. Исследование особенностей структуры и физико-механических свойств двухслойных инфильтрованных материалов на основе железа / Л. Н. Дьячкова, И. И. Красняков // *Порошковая металлургия*, 1996. – Вып. 19. – С. 47 – 49.
6. Дьячкова, Л. Н. Исследование структуры и свойств двухслойных инфильтрованных материалов / Л. Н. Дьячкова // *Новейшие процессы и материалы в порошковой металлургии*. – Киев, 1997. – С. 13 – 15.
7. Дьячкова, Л. Н. Слоистые инфильтрованные материалы на железной основе, метод получения, структура, свойства / Л. Н. Дьячкова // *Слоистые композиционные материалы*. – Волгоград: Политехник, 1998. – С. 147 – 148.
8. Способ изготовления антифрикционного композиционного материала : пат. 4540 РБ МПК7 В22F 1/00 / Л. Н. Дьячкова, Е. В. Звонарев, Ю. В. Сериков, Е. П. Борисов, 1998.
9. Композиционный ферроабразивный порошок и способ его изготовления / Л. В. Судник [и др.] // *Машино-технологическая станция*, 2008. – № 1. – С. 30 – 34.
10. Оценка эффективности применения нанокристаллических оксидов и гидроксидов алюминия / Ю. А. Мазалов, А. В. Федотов, Е. О. Щеглов // *Машино-технологическая станция*, 2008. – № 2. – С. 39 – 43.
11. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез порошков для газотермического напыления / А. Ф. Ильющенко [и др.] // *Сб. матер. докладов междунар. научно-технической конференции «Порошковая металлургия : достижения и проблемы»*, 22 – 23 сентября 2005 г. – Минск, Беларусь. – С. 134 – 137.

УДК 621.793.7:621.762

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННЫХ КЕРМЕТНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И НИКЕЛЬ-МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЫ

В. И. Калита, Д. И. Комлев, А. Г. Ткачев, В. В. Яркин

Институт металлургии и металловедения им. А. А. Байкова РАН

Введение. Последние годы характеризуются повышенным вниманием к керметным материалам с наноразмерными упрочняющими фазами. Керметные материалы отличаются высокой твердостью и достаточными пластическими свойствами, необходимыми для получения из них компактов и покрытий.