

ние остаточной намагниченности к максимальной близко к 1%, что значительно ниже значения для чистого железа.

Разработанный нами метод синтеза наночастиц железа был применён к кремнезёмам SBA-15. Полученные таким образом композиты были проанализированы. Содержание железа в первом и втором образце составляло соответственно 19 и 31 %. По данным мёссбауэровской спектроскопии металлического железа в образцах содержится 80 и 71%. Максимальная (σ_{10}) и остаточная намагниченности (σ_R) составляют для них соответственно $\sigma_{10} = 43,8 \text{ Ам}^2/\text{кг}$, $\sigma_R = 3,6 \text{ Ам}^2/\text{кг}$ и $\sigma_{10} = 25,9 \text{ Ам}^2/\text{кг}$, $\sigma_R = 0,11 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Таким образом мы можем сказать, что рост диаметра пор данного композита ведёт к увеличению отношения остаточной намагниченности к максимальной, что важно для создания материалов для магнитной записи информации.

Заключение. На примере нанокомпозитов на основе мезопористых материалов MCM-41 и SBA-15 была показана возможность регулирования магнитных свойств получаемых материалов на основе регулирования размера нанонитей железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., гос. контракт № П1431

СТРУКТУРНЫЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВ КАРБИДОСТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕРМИЧЕСКИМ РЕАКЦИОННЫМ СИНТЕЗОМ

БАГЛЮК Г.А., ГОНЧАРУК Д.А.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев,
Украина, тел.: (+38044) 424-15-34, e-mail: gbag@rambler.ru*

Среди изготавливаемых методами порошковой металлургии износостойких материалов получили широкое распространение карбидостали - композиты, состоящие из карбидов с массовой долей от 10 до 70% и металлической связки из, как правило, легированной стали [1, 2].

В практике получения карбидосталей наибольшее применение нашли технологии с применением методов жидкофазного спекания или пропитки пористого каркаса [1].

Однако применение известной технологии, которая включает в себя размол и смешивание шихты, состоящей из порошков кар-

бида титана и сплава на основе железа, прессование пористых заготовок и последующее жидкофазное спекание, не позволяет в полной мере реализовать положительные свойства карбидосталей из-за неполной смачиваемости карбида титана стальной связкой и интенсивного роста карбидных зерен в процессе высокотемпературного спекания. Кроме того, невозможность надежно обеспечить чистоту межфазных границ в спеченном материале снижает межфазную прочность композита, что также отрицательно сказывается на его прочностных показателях.

В то же время, из опыта получения и обработки гетерофазных материалов известно, что наилучшая связь между фазами обеспечивается в условиях выделения фаз при распаде твердых растворов. В случае реализации этого эффекта появляется возможность влиять на скорость роста зарождающихся карбидных зерен, и тем самым формировать мелкозернистую структуру, способную повысить как физико-механические параметры материала, так и его износостойкость.

В связи с вышеизложенным, был предложен новый подход к получению высокоизносостойких мелкозернистых композитов системы карбид титана – сплав на основе железа, заключающийся в том, что карбидная фаза не вводится в исходную шихту в виде порошка карбида титана, а формируется в процессе перекристаллизации при термическом синтезе из смесей, состоящих из порошков титана, железа (стали) и углерода [3, 4].

Сущность такого подхода основана на следующих соображениях. Анализ диаграммы состояния Fe–Ti показывает, что в области концентраций Ti около 53 ÷ 77 % (ат.) в системе существует низкотемпературная эвтектическая зона с температурой плавления 1085 °С. Из диаграммы состояния видно, что при нагревании порошковой смеси выше указанной температуры сплав будет состоять из интерметаллида FeTi и Ti. При добавлении к такому сплаву углерода, находящегося в порошковой смеси, и учитывая высокое сродство углерода к титану, создаются благоприятные условия для активного взаимодействия между компонентами, способствующих выделению частиц карбида титана.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей структурного и фазового состава порошков, полученных после реакционного синтеза из смесей элементарных порошков железа, титана, графита.

Для исследования использовали элементарные порошки: железа марки ПЖР200.1, титана марки ПТХ8 и графита марки ГК-1.

Смеси готовились из расчета на образование в конечном продукте карбида титана с массовым содержанием последнего 80%.

Рабочие смеси готовили смешиванием исходных порошков в барабанном смесителе в течении 1,5 часа. Из полученных смесей под давлением 700 МПа прессовали пористые брикеты $\varnothing 30$ мм, которые подвергали термической обработке в муфельной печи сопротивления при температурах 1000-1200 °С в течении 1 часа в контейнере с плавким затвором.

Результаты экспериментального спекания показывают, что при 1000 °С образцы практически не спекаются и представляют собой рыхлую губку со слабыми межчастичными связями.

Повышение температуры спекания до 1150 и 1200 °С существенно изменяет характер получаемого материала. Образцы после спекания при таких температурах представляют собой достаточно прочные, но разделенный на прослойки спеки, напоминающие по внешнему виду образцы получаемые при СВС. При этом, после спекания наблюдается заметный объемный рост прессовки, сопровождающийся образованием макропор и раковин. Полученные спеки могут размалываться для получения композиционного порошка карбидостали, или поддаваться горячей обработке давлением с целью получения беспористой заготовки из синтезированного композита.

Микроструктура спеков характеризуется равномерно распределенными карбидными зёрнами размером 0,6-3,0 мкм, окруженными прослойками металлической связи, а также отмечены неперіодические включения свободного углерода с размером до 5 мкм.

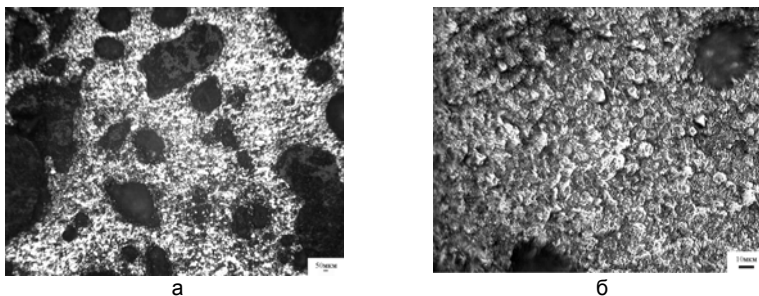


Рис. 1. Макро- (а) и микроструктура (б) композитов системы Fe-Ti-C, после реакционного спекания при 1200 °С; $\times 150$ (а); $\times 600$ (б)

Результаты рентгенофазового анализа показали, что если дифрактограмма исходной смеси ожидаемо отмечает наличие

титана, α -железа и свободного углерода, то после проведения термического синтеза фазовый состав синтезированных спеков отличается наличием в сплаве фаз TiC и α – Fe. Установить присутствие карбидов железа или цементита в синтезированном материале не удалось, хотя отмечено наличие следов свободного углерода (рис. 2).

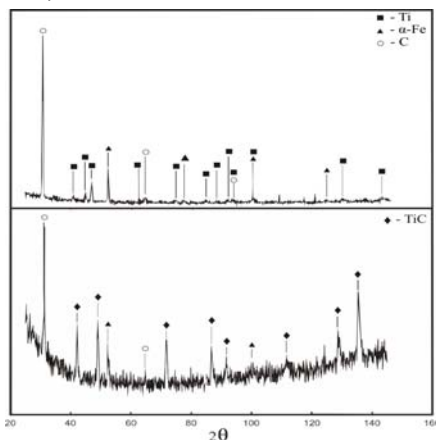


Рис. 2. Диффрактограммы исходной порошковой смеси (верх) и синтезированного при 1200 °С композита системы Fe-Ti-C соответственно

Данные рентгенофазового анализа в значительной степени подтверждаются результатами локального анализа химического состава характерных частиц на шлифе синтезированного спека (рис. 3, таблица 1). Так, наряду с частицами TiC, близкими к стехиометрическому составу (спектры 2 и 3, рис. 3,б), свободного углерода (спектр 1, рис. 3,б) и титана (спектр 4, рис. 3,а), обнаружены частицы со сверхстехиометрическим содержанием углерода (спектры 1 и 2 рис. 3,а). Следует отметить, что аналогичный результат обнаружен ранее в работе [5]. Зоны спектров 5 и 7 (рис. 3,а) являются интерметаллидными прослойками ферротитана, разделяющими зерна карбида титана, и участками твердого раствора с незначительными примесями V, Al, и Si.

Механизм сплавообразования при термическом синтезе порошков карбидостали из смеси порошков железа, титана и углерода можно представить в следующем виде. Очевидно, что взаимодействие между компонентами начинается еще в твердофазной температурной зоне, т.е. до момента достижения смеси эвтектической температуры (1085 °С). Однако, при этих тем-

пературах возможен лишь диффузионный механизм взаимодействия на контактных поверхностях частиц компонентов.

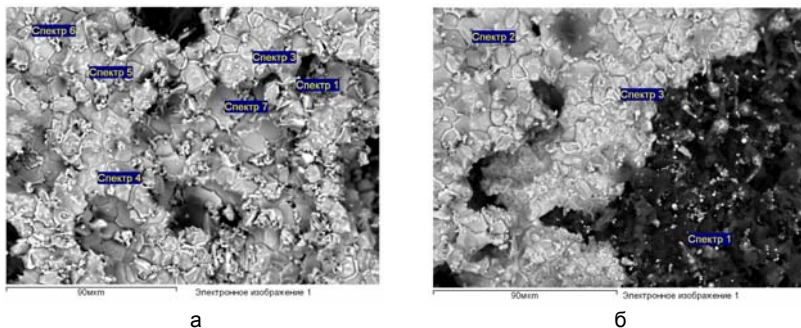


Рис. 3. Типичные участки синтезированных сплавов

После достижения указанной эвтектической температуры в областях, близких к контактным зонам, начинается размягчение и плавление компонентов; поверхность контакта между компонентами быстро увеличивается и происходит химическая реакция с выделением после перекристаллизации дисперсных частиц карбида титана. При этом, взаимодействие между титаном и железом сопровождается экзотермической реакцией, прохождение которой подтверждается данными ДТА смеси титана, железа и углерода.

Таблица 1

Локальный химический состав характерных частиц спека

№ спектра	Номер рисунка	Содержание элементов, % вес.					
		C	Ti	Fe	V	Al	Si
1	3,а	24,66	52,53	22,81	-	-	-
3	3,а	25,31	73,78	0,91	-	-	-
4	3,а	-	98,18	0,58	1,24	-	-
5	3,а	-	93,13	6,87	-	-	-
6	3,а	11,36	73,53	13,70	1,17	0,24	-
7	3,а	-	96,48	1,72	1,64	0,10	0,06
1	3,б	95,71	0,27	1,82	-	0,12	-
2	3,б	15,72	83,81	0,47	-	-	-
3	3,б	16,70	82,68	0,62	-	-	-

Литература:

1. Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р. Карбидостали. - М.: Металлургия, 1988. - 144 с.
2. Кюбарселп Я. Твердые сплавы со стальной связкой. - Таллин: Валгус - ТГУ, 1991. - 164 с.
3. Декларацийний патент 47662 А (Україна). Спосіб виготовлення виробів із порошкових композиційних матеріалів / Г.А.Баглюк, Л.О.Позняк, С.В.Тихомиров // Бюл. -№7. – 15.07.2002.

4. Баглюк Г.А., Позняк Л.А., Гуменюк С.В. Структура и свойства карбидосталей, полученных за счет выделения карбидной фаз из матричного псевдосплава // 9-й международный семинар «Новое в разработке, производстве и применении инструментальных материалов». Тез. докл. – Киев, 2002. – С.40-41.
5. Xu X.Y., Liu W.J., Zhong M.L., Sun H.Q., Chen G.N. Direct laser fabricated *in situ* TiC particulate reinforced Ni30Al20Fe intermetallic matrix composite // Journal of Materials Science. 2004. - No. 39. - P. 4289 – 4293.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЫ ЛИТЬЕВЫХ ФОРМ ДЛЯ ПРОЦЕССОВ ИНЖЕКЦИОННОГО ФОРМОВАНИЯ КЕРАМИКИ

БАРАЙ С.Г., ВИОЛЕНТИЙ Д.Р.

*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
тел/факс: (+375 17) 293-98-01, e-mail: Violentyd@yahoo.com*

Оптимальную технологию инжекционного формования керамики можно организовать, в случае если правильно по технологическим свойствам выбран материал, правильно подобрано оборудование и рационально сконструирована литевая форма. В случае невыполнения любого из этих условий, технологию приходится усложнять, т.е. подбирать специальные, иногда критические режимы литья.

Поэтому на стадии организации производства изделий важное значение имеет создание технологически рациональной оснастки. Такая оснастка создает наиболее благоприятные условия для протекания процессов формования и устраняет неблагоприятные явления, которые могут их сопровождать.[1]

Литевая форма (рис. 1) состоит из нескольких основных частей: подвижная полуформа (1) с системой толкателей, не подвижная полуформа (2) и литниковая система. [2]

Литниковая система принимает подаваемый из материального цилиндра литевой машины расплав фидстока (литевого состава) и направляет его в формующую полость литевой формы. Конфигурация литниковой системы, ее размеры и тип соединения с отливаемой деталью влияют на процесс заполнения литевой формы и, следовательно, в большой степени на качество отливки. Конструкция литниковой системы, которая обеспечивает хорошие экономические показатели (быстрое затвердевание и короткий цикл), не