

УДК 620.18 : 669.018.9

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-64-71

Фазовый состав и структура композиционных порошков карбида титана со связкой из стали Р6М5, полученных методом СВС

© 2017 г. **Г.А. Прибытков, В.В. Коржова, А.В. Барановский, М.Г. Криницын**

Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск

Статья поступила в редакцию 07.07.16 г., доработана 23.09.16 г., подписана в печать 27.09.16 г.

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в реакционных порошковых смесях титана, технического углерода (сажи) и быстрорежущей стали ПР-10Р6М5 в режиме послыонного горения получены металлматричные композиционные материалы «карбид титана – связка из стали Р6М5». Дроблением и ситовым рассевом продуктов синтеза приготовлены композиционные порошки с различным содержанием стальной связки. Продукты синтеза исследованы методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа. Установлено, что средний размер карбидных включений в структуре металлматричного композита зависит от содержания инертного в тепловом отношении стального порошка в реакционных смесях и может целенаправленно регулироваться в широких пределах. Образующийся в процессе СВС карбид титана имеет параметр решетки, меньший, чем известное значение для эквиатомного карбида титана. Основной причиной снижения параметра решетки является нестехиометрический состав карбида, обусловленный дефицитом углерода. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа включения карбида титана в структуре композита дополнительно содержат железо и легирующие элементы в количестве до 1 ат. %. Растворение железа и легирующих элементов приводит к некоторому увеличению параметра решетки карбида, которое частично компенсирует его уменьшение, вызванное дефицитом углерода. Феррит, являющийся основной фазой в металлической связке, согласно результатам рентгеноструктурного анализа, имеет сверхравновесное содержание легирующих элементов. Отжиг СВС-продуктов при температуре 700 °С приводит к распаду остаточного аустенита и растворению карбидов легирующих элементов в феррите.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, металлматричный композит, структура, дисперсность, элементный состав.

Прибытков Г. А. – докт. техн. наук, доцент, гл. науч. сотрудник лаборатории физики наноструктурных функциональных материалов (ЛФНФМ) ИФПМ СО РАН (634055, г. Томск, Академический пр-т, 2/4). E-mail: gapribyt@mail.ru.

Коржова В. В. – канд. техн. наук, науч. сотрудник ЛФНФМ ИФПМ СО РАН. E-mail: vicvic5@mail.ru.

Барановский А. В. – студент Томского политехнического университета (634050, г. Томск, пр. Ленина 30). E-mail: nigalisha@gmail.com.

Криницын М. Г. – технолог ЛФНФМ ИФПМ СО РАН. E-mail: krinmax@gmail.com.

Для цитирования: Прибытков Г.А., Коржова В.В., Барановский А.В., Криницын М.Г. Фазовый состав и структура композиционных порошков карбида титана со связкой из стали Р6М5, полученных методом СВС // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 2. С. 64–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-64-71.

Pribytkov G.A., Korzhova V.V., Baranovskii A.V., Krinitsyn M.G.

Phase composition and structure of TiC – HSS steel binder produced by SHS method

The paper describes the production of «TiC – steel binder» metal matrix composites by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) in reaction powder mixtures of titanium, black carbon (soot), and HSS powders in laminar burning mode. Composite powders with various steel binder contents were prepared by milling and screening the synthesis products. The synthesis products were studied by optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction analysis, and electron probe microanalysis. It was found that an average size of carbide inclusions in the structure of the metal matrix composite depends on the content of the heat inert steel powder in reaction mixtures and can be controlled over a wide range. The lattice parameter of the titanium carbide formed in the SHS process is smaller than that of equiatomic TiC. The main reason for decrease in the lattice parameter is the non-stoichiometric carbide composition preconditioned by the carbon deficit. According to the results of the electron probe microanalysis, titanium carbide inclusions in the composite structure additionally contain up to 1 at% of iron and other alloying elements. The dissolution of iron and alloying elements leads to a certain increase in the carbide lattice parameter, which partially compensates for decrease in the lattice parameter caused by the carbon deficit. According to the results of the X-ray microanalysis, ferrite as a main phase in the metal binder has an ultra-equilibrium content of alloying elements. SHS products annealed at 700 °C result in decomposition of retained austenite and dissolution of alloying element carbides in ferrite.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, metal matrix composite, structure, dispersity, elemental composition.

Pribytkov G.A. – Dr. Sci. (Tech.), Primary researcher of Physics nanostructure functional materials laboratory, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch Russian Academy of Science (LPNFM ISPMS SB RAS) (634055, Russia, Tomsk, Akademicheskii av. 2/4). E-mail: gapribytk@mail.ru.

Korzhova V.V. – Cand. Sci. (Tech.), Researcher, LPNFM ISPMS SB RAS. E-mail: vicvic5@mail.ru.

Baranovskii A.V. – Student, Tomsk Polytechnic University (634050, Russia, Tomsk, Lenina av. 30). E-mail: nigalisha@gmail.com.

Krinityn M.G. – Technologist, LPNFM ISPMS SB RAS. E-mail: krinmax@gmail.com.

Citation: Pribytkov G.A., Korzhova V.V., Baranovskii A.V., Krinityn M.G. Fazovyi sostav i struktura kompozitsionnykh poroshkov karbida titana so svyazkoi iz stali R6M5, poluchennykh metodom SVS. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 2. С. 64–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-64-71.

Введение

Инструментальная быстрорежущая сталь Р6М5 традиционно используется в металлообработке, являясь основной легированной сталью при изготовлении режущего инструмента, сохраняющего работоспособность до 600 °С. Также ее применяют при нанесении покрытий методами порошкового напыления и наплавки. Свойства покрытий, наплавленных порошками Р6М5 с применением сканирующего электронного луча, наиболее подробно исследованы в работе [1]. Показано [2], что при многопроходной электронно-лучевой наплавке порошком Р6М5 можно получить покрытие толщиной несколько миллиметров, структура и свойства которого регулируются вариацией режимов наплавки и последующей термообработкой. Также имеется опыт применения стального порошка для нанесения покрытий методом плазменного напыления [3].

Сталь Р6М5 широко востребована в качестве связки в металломатричных композитах на основе карбида титана. Спеченные композиты такого типа называются карбидостаями [4] и обладают значительно более высокими твердостью и износостойкостью по сравнению как со стальным прокатом, так и с покрытиями, нанесенными с применением стальных порошков. В связи с этим предпринимаются попытки напыления и наплавки покрытий, имеющих структуру карбидосталей, состоящих из дисперсных частиц карбида титана, равномерно распределенных в стальной связке. Наиболее широко используют наплавку металломатричных композиционных покрытий на основе карбида титана [5–14]. В подавляющем большинстве случаев наплавляют механические смеси порошка карбида титана с порошками чистых металлов или сплавов в пропорциях, обеспечивающих при расплавлении и последующей кристаллизации необходимый элементный состав металлической связки [5–14].

Перспективным решением представляется замена механических смесей стального и карбид-

ного порошков композиционными порошками, гранулы которых состоят из частиц карбида титана заданной дисперсности в металлической связке необходимого элементного состава. В этом случае исключается опасность сегрегации порошковых компонентов при нанесении порошкового слоя для последующего оплавления или при подаче порошковой смеси в зону наплавки.

Наиболее экономичным и высокопроизводительным методом получения композиционных порошков с карбидной упрочняющей фазой следует признать самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Физико-химические основы СВС и многочисленные примеры его применения для получения новых материалов описаны в монографии [15]. Этим методом из порошковых смесей титана, углерода и инертных в тепловом отношении металлических добавок были синтезированы и исследованы композиты на основе карбида титана с различными металлическими связками: меди [16], алюминия [17], железа [18], никеля [19]. При этом были обнаружены две характерные особенности синтезированных композитов:

- образование нестехиометрического, дефицитного по углероду карбида титана;

- появление в структуре интерметаллических соединений титана с металлом связки при его избытке в реакционных смесях по сравнению с количеством, требуемым для образования эквивалентного карбида титана.

Температура горения при синтезе металломатричных композитов на основе карбида титана обычно превышает температуру плавления большинства металлических компонентов реакционной смеси, включая титан. Высокие температуры на фронте реакции и существование раствора—расплава способствуют интенсивному массообмену компонентов реакционной смеси между карбидом и связкой. Конечные фазовый и элементный

составы карбида и связки определяются совокупностью термодинамических (теплоты образования соединений) и кинетических (коэффициенты диффузии, скорости охлаждения) факторов. В случае применения в качестве металлической связки многокомпонентных сплавов проблема получения заранее заданного элементного состава связки металломатричного композита становится еще более сложной, чем при использовании в качестве инертных добавок чистых металлов [16–19].

В настоящей работе проведено исследование продуктов СВС в режиме послойного горения в порошковых реакционных смесях титана, углерода и стали Р6М5, рассмотрены фазовый и элементный составы, микроструктура и морфология композиционных порошков, полученных дроблением и рассевом на фракции СВС-спеков.

Материалы и методики

Пористые спеки СВС-продукта с расчетным содержанием связки от 20 до 50 об.% получены послойным горением цилиндрических прессовок диаметром 20 и 35 мм из порошковых смесей титана ($d < 190$ мкм), сажи П-803 (8 мкм) и стали ПР-10Р6М5 (<90 мкм). Порошок титана марки ТПП-8 содержал не менее 99,4 % основного компонента и примеси железа (0,33 %), хлора (0,12 %), кислорода (менее 0,1 %). Состав стального порошка был следующим: С — 1 %; легирующие элементы (Cr — 4 %, W — 6,5 %, Mo — 5% и V — 2 %) и примеси (Si — 0,5 %, Mn — 0,55 % и Ni — 0,4 %). Смеси готовили сухим смешиванием порошковых навесок в течение 4 ч. Пористость прессовок составляла около 40 %. Получить большую пористость не удалось по причине недостаточной прочности прессовок. Синтез проводили в герметичном реакторе в среде аргона с избыточным давлением около 0,5 атм. Горение инициировали нагревом поджигающей таблетки молибденовой спирали.

Поверхностный слой пористых спеков СВС-продукта толщиной 1–2 мм удаляли, а очищенный спек дробили с рассевом на фракции. Полученные композиционные порошки были исследованы на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами рентгенофазового анализа (дифрактометр ДРОН-7, «Буревестник», Россия), оптической металлографии (АХИОVERT-200МАТ, «Carl Zeiss», Германия) и растровой электронной микроскопии (EVO 50, «Carl Zeiss»).

Результаты и их обсуждение

Фазовый состав продуктов синтеза

Рентгенограммы продуктов синтеза приведены на рис. 1. Объектом съемки были порошки дисперсностью менее 56 мкм. Съемку осуществляли в $\text{CuK}\alpha$ -излучении с шагом 0,05°; время экспозиции составляло 5 с. Идентификацию фаз проводили с использованием картотеки рентгеновских данных ASTM. Содержание фаз в СВС-композитах (табл. 1) оценивали по площади под пиками.

В табл. 1 также представлен фазовый состав исходного стального порошка. Из ее данных видно, что по мере увеличения количества стального порошка в реакционных смесях уменьшается содержание карбида в СВС-продукте. При этом фазовый состав стальной связки в СВС-композитах отличается от фазового состава исходного стального порошка: связка состоит исключительно или в основном (для состава с расчетным содержанием 50 об.%) из α -фазы (феррит), в то время как исходный стальной порошок содержит значительное количество аустенита и карбида хрома.

Для того чтобы выяснить причины такого различия фазового состава исходного стально-

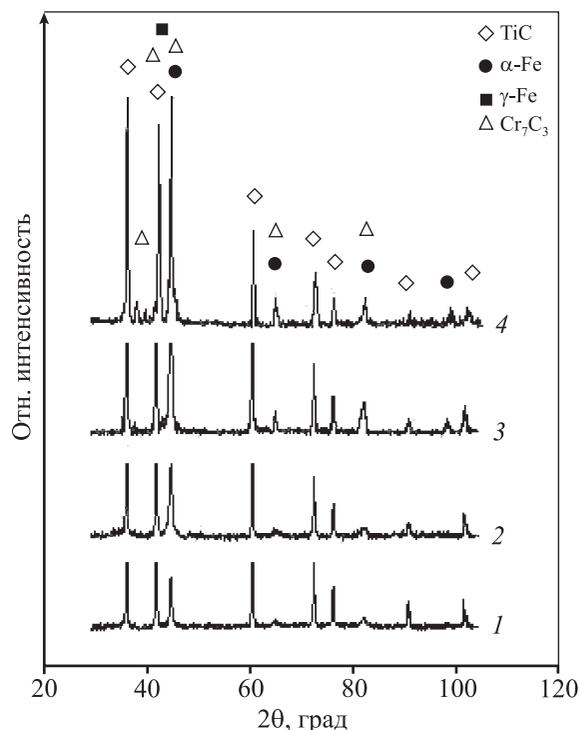


Рис. 1. Рентгенограммы композиционных СВС-порошков TiC со связкой Р6М5

Расчетное содержание связки в композитах об. %:
1 — 20, 2 — 30, 3 — 40 и 4 — 50

Таблица 1. Относительное содержание (%) и параметры решетки фаз

Состав порошка, об. %	TiC		α -Fe		γ -Fe		Cr ₇ C ₃
	%	<i>a</i> , нм	%	<i>a</i> , нм	%	<i>a</i> , нм	%
Без термообработки							
TiC–20P6M5	86,0	0,4323	14,0	0,2872	–	–	–
TiC–30P6M5	76,6	0,4322	23,4	0,2872	–	–	–
TiC–40P6M5	61,8	0,4322	38,2	0,2873	–	–	–
TiC–50P6M5	52,0	0,4322	36,7	0,2880	4,5	0,3585	6,8
ПР-10P6M5	–	–	71,3	0,2884	17,2	0,3640	11,4
После вакуумного отжига в течение 1 ч							
ПР-10P6M5 (700 °С)	–	–	99,3	0,2867	0,7	–	–
TiC–40P6M5 (700 °С)	60,1	0,4309	39,9	0,2865	–	–	–
TiC–50P6M5 (600 °С)	48,3	0,4312	51,7	0,2869	–	–	–

го порошка и стальной связки в композитах, был проведен дополнительный фазовый анализ после отжига порошков. В отожженном при $t = 700$ °С стальном порошке не обнаружено карбида хрома, а содержание аустенита ничтожно мало (см. табл. 1). В процессе отжига стального порошка, полученного быстрым охлаждением из расплава, происходит распад остаточного аустенита и карбида хрома, а параметр решетки феррита (a) уменьшается. Одновременно снижаются микроискажения кристаллической решетки ($\Delta d/d$) с $4,3 \cdot 10^{-3}$ до $2,6 \cdot 10^{-3}$ и увеличивается размер областей когерентного рассеяния (ОКР) с 18,5 до 29,7 нм.

Аналогичные изменения фазового состава стальной связки и параметра решетки феррита произошли при отжиге в композите TiC–50об.%P6M5 (см. табл. 1). В образце TiC–40об.%P6M5 изменился только параметр решетки феррита, который также уменьшился и оказался близким к параметру решетки феррита в отожженном стальном порошке. Так же, как и в стальном порошке, в стальной связке композитов двух исследованных составов при отжиге снизились в 3,8–1,4 раза микроискажения кристаллической решетки и увеличился в 2,1–1,2 раза размер ОКР.

Причиной уменьшения параметра решетки феррита при отжиге, по-видимому, является приближение концентрации легирующих элементов к равновесным значениям. Известно [20], что все легирующие элементы (W, Cr, Mo, V) увеличивают этот параметр. Так как исходный стальной порошок получен распылением расплава, а охлаждение продуктов после синтеза также достаточно быстрое, то стальной порошок и стальная связка в СВС-композитах содержат сверхравновесные концентрации легирующих элементов. Аналогичные

изменения фазового состава и параметра решетки феррита при отжиге в стальном порошке и стальной связке образцов сплавов с 40 и 50 об.% P6M5, а также близкие значения a после отжига позволяют предполагать, что элементные составы связки в композитах и исходного стального порошка отличаются незначительно.

Карбид титана во всех исследованных СВС-композитах имеет параметр решетки $a = 0,4322$ нм. Это значение меньше, чем известное $a = 0,4328$ нм для карбида эквивалентного состава, и может служить признаком нестехиометричности карбида титана в СВС-продуктах либо быть следствием растворения в карбиде кислорода, азота и металлов, образующих связку [21]. Обсуждение причин изменения параметра решетки карбида титана будет проведено ниже на основе определения элементного состава.

Морфология и структура продуктов синтеза

На рис. 2 приведены морфология гранул композиционного порошка и их внутренняя структура.

На оптических фотографиях с протравленных металлографических шлифов порошков, залитых в эпоксидную смолу (см. рис. 2, б, г, е, з), видно, что включения карбида титана имеют округлую форму и представлены в структуре композита либо в виде изолированных частиц, либо сростков из смежных частиц. Дисперсность карбидной фазы монотонно уменьшается с увеличением содержания стального порошка в реакционных смесях от $5,3 \pm 2,0$ % в образце с 20 об.% связки до $1,3 \pm 0,4$ % при ее количестве 50 об.% (рис. 3). По мере увеличения среднего размера частиц увеличивается разброс в размерах, который особенно велик в композите с 20 об.% связки. Фактически в этом образце

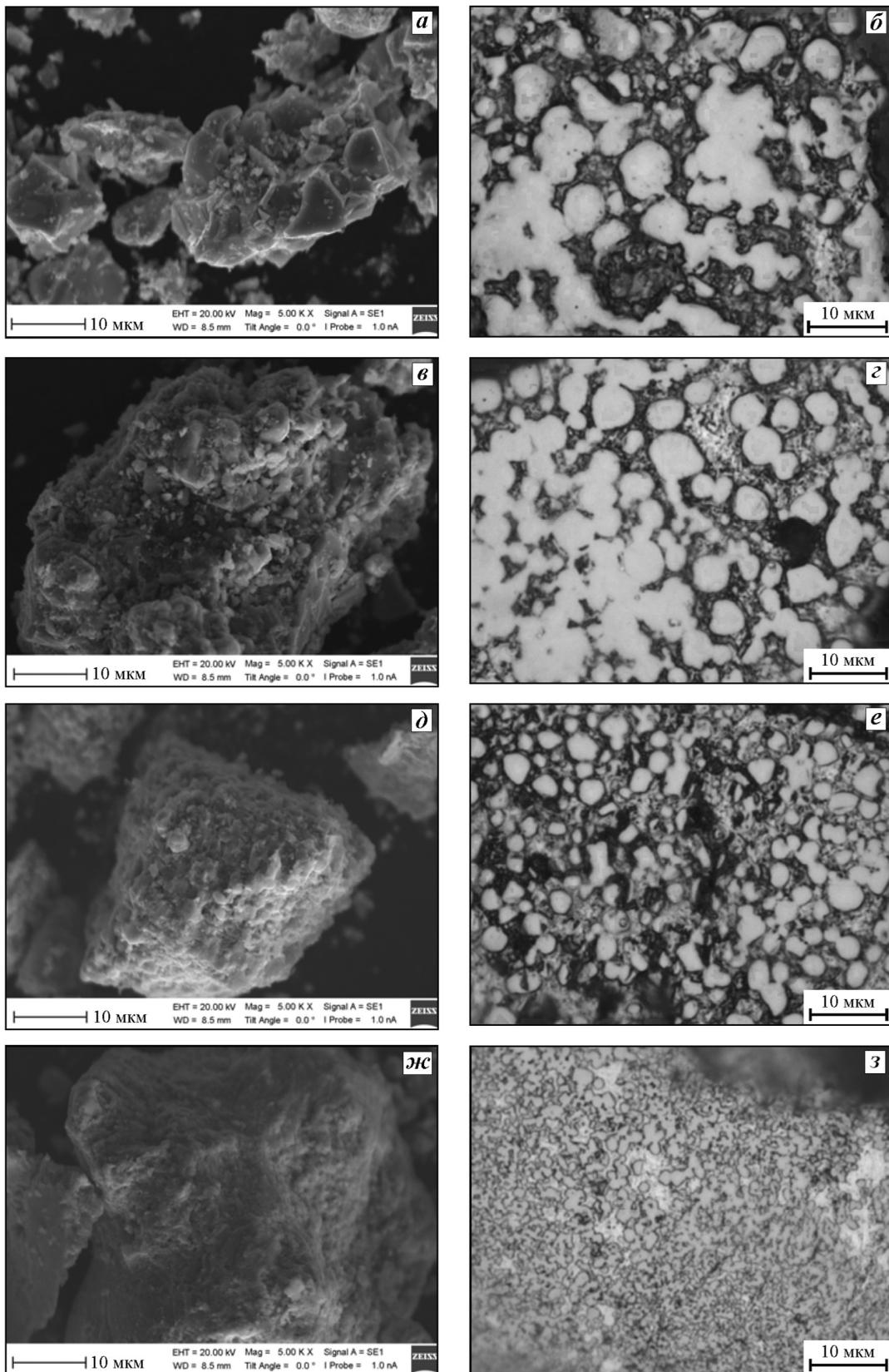


Рис. 2. Морфология (а, в, д, ж) и внутренняя структура (б, г, е, з) гранул композиционного порошка, содержащего стальную связку, об. %: 20 (а, б), 30 (в, г), 40 (д, е) и 50 (ж, з)

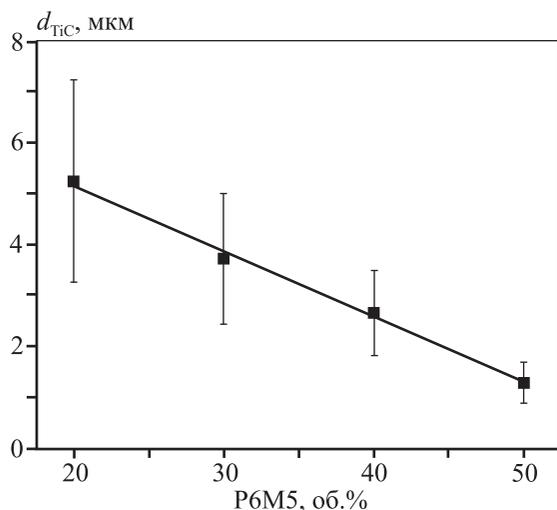


Рис. 3. Зависимость среднего размера карбидных частиц от расчетного объемного содержания стальной связи

карбидная фаза имеет бимодальное распределение по размерам.

Причиной уменьшения среднего размера карбидного зерна в СВС-композитах с увеличением содержания стальной связи в реакционных смесях является хорошо известный [15] эффект понижения температуры горения инертными в тепловом отношении добавками к реакционным смесям.

Элементный состав продуктов синтеза

Оценить элементный состав металлической связи методом точечного микрорентгеноспектрального анализа не представляется возможным либо по причине ее малого содержания, либо из-за высокой дисперсности структуры композита. Поэтому определяли элементный состав продуктов синтеза, усредняя значения в контурах, охватывающих отдельные гранулы композиционного порошка. Усреднение проводили не менее чем по 5 контурам (пример см. на рис. 4, а). Таким образом были проанализированы композиционные порошки всех исследованных составов с расчетным содержанием связи 20, 30, 40 и 50 об.%. При этом выяснилось, что элементный состав продуктов синтеза в разных контурах композиционного порошка одного состава сильно различается, что является следствием большой неоднородности СВС-продуктов, образующихся в неравновесных условиях. Концентрации железа и легирующих элементов при этом были примерно пропорциональными их содержанию в стали Р6М5. Сомнительным кажется большое количество кис-

лорода во всех исследованных СВС-продуктах (3–5 мас.%), так как номинальное его содержание в исходных порошках не превышало 0,1 %, а синтез проводили в инертной атмосфере.

Элементный состав карбида титана был определен для композита только одного из 4 составов (TiC–20об.%Р6М5), так как в нем размер карбидных зерен был достаточным для оценки локального состава в точках на обнаженной поверхности крупных частиц (см. рис. 4, б).

Результаты определения элементного состава карбидных частиц методом локального анализа (точки на рис. 4, б) приведены в табл. 2. Характерно, что согласно этим данным кислород отсутствует в карбидной фазе композита. Таким образом, из сопоставления результатов определения кислорода в карбидных частицах и многокомпонентных гранулах можно предполагать, что он находится в виде дисперсных оксидных фаз, которые не выявляются РФА. Менее вероятно, что он растворен в

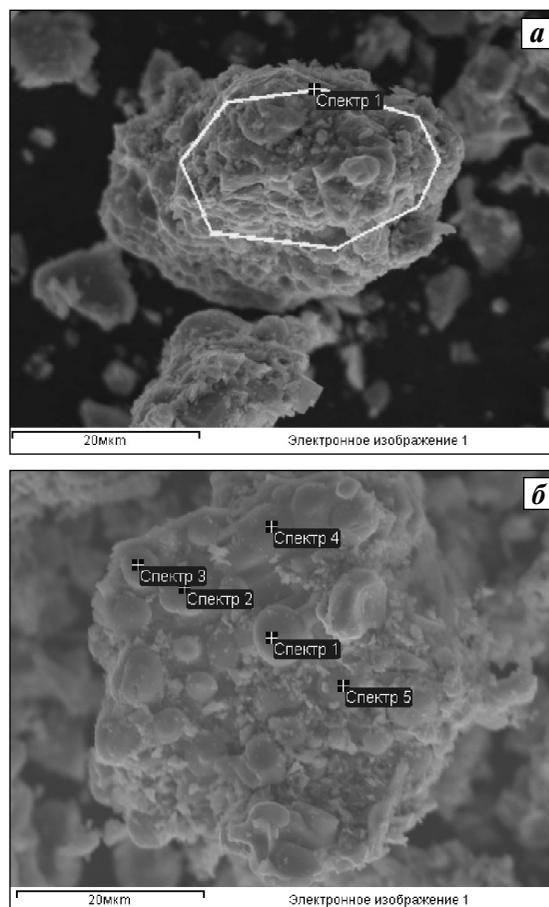


Рис. 4. Определение элементного состава в оконтуренных областях (а) и карбидных включениях (б) композиционных СВС-порошков состава TiC–20об.%Р6М5

Таблица 2. Элементный состав включений карбида титана в СВС-композите TiC–20об.%Р6М5

Элемент	Содержание	
	мас.%	ат.%
Ti	76,5±4,5	54,8±6,8
C	16,0±3,7	45,0±7,3
Fe	1,6±1,2	0,95±0,67
Cr	0,5±0,2	0,34±0,17
Mo	1,8±1,4	1,00±0,54
W	3,9±2,2	0,72±0,437

феррите, так как растворимость кислорода в α -Fe ничтожно мала, а ожидать значительного увеличения его растворимости легирующими элементами нет оснований по причине их малых концентраций в феррите.

Атомное содержание углерода в карбиде титана, определенное по результатам микрорентгено-спектрального анализа, соответствует стехиометрической формуле $TiC_{0,82}$. Стехиометрический коэффициент $X = 0,82$ отличается от значения $0,72$, рассчитанного по приведенному в табл. 1 параметру решетки $a = 0,4322$ нм в предположении, что уменьшение величины a обусловлено только нестехиометричностью карбида [21]. Это различие может быть вызвано изменением параметра решетки карбида вследствие замещения части узлов в подрешетке титана другими металлическими атомами, которые, согласно результатам элементного анализа (см. табл. 2), в небольшом количестве (~1 ат.%) содержатся в карбидных включениях.

Заключение

С использованием СВС в порошковых реакционных смесях титана, технического углерода и стали Р6М5 получены композиционные порошки карбида титана со стальной связкой, структуру которых (морфология и дисперсность карбидной фазы и объемная доля металлической связки) можно целенаправленно регулировать в широких пределах.

Дисперсные включения карбида титана в структуре СВС-композитов имеют нестехиометрический состав и содержат в небольшом количестве (до 1 ат.%) металлические примеси железа и легирующих элементов.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 16-38-00493, № 16-48-700381 и № 16-08-00493а).

Литература

1. Панин В.Е., Белок С.И., Дураков В.Г., Прибытков Г.А., Ремпе Н.Г. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: Оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное пр-во. 2000. No. 2. С. 34–38.
2. Гнюсов С.Ф., Игнатьев А.А., Дураков В.Г. Структура и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5 // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. Вып. 16. С. 19–26.
3. Калита В.И., Комлев Д.И. Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой. М.: Лидер М, 2008.
4. Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.В. Карбидостали. М.: Металлургия, 1988.
5. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovski M.G., Krivizhenko D.S., Losinskaya A.A., Lenivtseva O.G. Structure of surface layers obtained by atmospheric electron beam cladding of graphite-titanium powder mixture on to titanium surface // Appl. Surf. Sci. 2013. Vol. 284. P. 472–481.
6. Zhang Ke-min, Zou Jian-xin, Li Jun, Yu Zhi-shui, Wang Hui-ping. Surface modification of TC4 alloy by laser cladding with TiC + Ti powders // Trans. Nonferr. Met. Soc. China. 2010. Vol. 20. P. 2192–2197.
7. Weiping Liu, J.N. DuPont. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineering net shaping // Scripta Mater. 2003. Vol. 48. Iss. 9. P. 1337–1342.
8. Sun R.L., Lei Y.W., Niu W. Laser clad TiC reinforced NiCrBSi composite coatings on Ti–6Al–4V alloy using a CW CO₂ laser // Surf. Coat. Technol. 2009. Vol. 203. P. 1395–1399.
9. Mahamood R.M., Akinlabi E.T. Laser metal deposition of functionally graded Ti₆Al₄V/TiC // Mater. Design. 2015. Vol. 84. P. 402–410.
10. Wang X.H., Zhang M., Liu X.M., Qu S.Y., Zou Z.D. Microstructure and wear properties of TiC/FeCrBSi surface composite coating prepared by laser cladding // Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 202. P. 3600–3606.
11. Candel J.J., Amigó V., Ramos J.A., Busquets D. Sliding wear resistance of TiCp reinforced titanium composite coating produced by laser cladding // Surf. Coat. Technol. 2010. Vol. 204. P. 3161–3166.
12. Liu D., Zhang S.Q., Li A., Wang H.M. High temperature mechanical properties of a laser melting deposited TiC/TA15 titanium matrix composite // J. Alloys Compd. 2010. Vol. 496. P. 189–195.
13. Novichenko D., Marants A., Thivillon L., Bertrant Ph., Smurov I. Metal matrix composite material by direct metal deposition // Phys. Proc. 2011. Vol. 12. P. 296–302.
14. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование композиционного покрытия NiCrBSi–TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. No. 11. С. 38–44.

15. *Рогачев А.С., Мукасян А.С.* Горение для синтеза материалов: Введение в структурную макрокинетику. М.: Физматлит, 2012.
16. *Zarrinfar N., Shipway P.H., Kennedy A.R., Saidi A.* Carbide stoichiometry in TiC_x and $Cu-TiC_x$ produced by self-propagating high temperature synthesis // *Scripta Mater.* 2002. Vol. 46. P. 121–126.
17. *Li Y.X., Yu J.D., Guo Z.X., Chumakov A.N.* Thermodynamic and lattice parameter calculation of TiC_x produced from $Al-Ti-C$ powders by laser igniting self propagating high temperature synthesis // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 458. No. 1-2. P. 235–239.
18. *Saidi A., Crysanthou A., and Wood J.V.* Preparation of $Fe-TiC$ composites by the thermal explosion mode of combustion synthesis // *Ceram. Int.* 1997. Vol. 23. P. 185–188.
19. *Han J.C., Zhang X.H., Wood J.V.* In situ combustion synthesis and densification of $TiC-xNi$ cermets // *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. Vol. 280. P. 328–333.
20. *Миркин Л.И.* Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник. М.: Машиностроение, 1979.
21. *Зуев Л.В., Гусев А.И.* Влияние нестехиометрии и упорядочения на период базисной структуры кубического карбида титана // *Физика твердого тела.* 1999. Т. 41. No. 4. С. 1134–1141.
8. *Sun R.L., Lei Y.W., Niu W.* Laser clad TiC reinforced $NiCrBSi$ composite coatings on $Ti-6Al-4V$ alloy using a CW CO_2 laser. *Surf. Coat. Technol.* 2009. Vol. 203. P. 1395–1399.
9. *Mahamood R.M., Akinlabi E.T.* Laser metal deposition of functionally graded Ti_6Al_4V/TiC . *Mater. Design.* 2015. Vol. 84. P. 402–410.
10. *Wang X.H., Zhang M., Liu X.M., Qu S.Y., Zou Z.D.* Microstructure and wear properties of $TiC/FeCrBSi$ surface composite coating prepared by laser cladding. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 202. P. 3600–3606
11. *Candel J.J., Amigó V., Ramos J.A., Busquets D.* Sliding wear resistance of $TiCp$ reinforced titanium composite coating produced by laser cladding. *Surf. Coat. Technol.* 2010. Vol. 204. P. 3161–3166.
12. *Liu D., Zhang S.Q., Li A., Wang H.M.* High temperature mechanical properties of a laser melting deposited $TiC/TA15$ titanium matrix composite. *J. Alloys Compd.* 2010. Vol. 496. P. 189–195.
13. *Novichenko D., Marants A., Thivillon L., Bertrant Ph., Smurov I.* Metal matrix composite material by direct metal deposition. *Phys. Proc.* 2011. Vol. 12. P. 296–302.
14. *Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L.* Formirovanie kompozitsionnogo pokryitiya $NiCrBSi-TiC$ s povyishennoy abrazivnoy iznosostoykostyu metodom gazoporoshkovoy lazernoy naplavki [Formation of high abrasive wear $NiCrBSi-TiC$ composite coating by gas-powder laser cladding]. *Uprochnyayushchie tehnologii i pokryitiya.* 2013. No. 11. P. 38–44.

References

1. *Panin V.E., Belyuk S.I., Durakov V.G., Pribytkov G.A., Remppe N.G.* Elektronno-luchevaya naplavka v vakuume: Oborudovanie, tehnologiya, svoystva pokryitii [Electron beam cladding in a vacuum: the equipment, the technology, the coatings properties]. *Svarochnoe proizvodstvo.* 2000. No. 2. P. 34–38
2. *Gnyusov S.F., Ignatev A.A., Durakov V.G.* Struktura i iznosostoykost pokryitii na osnove stali P6M5 [The structure and wear resistance of coatings based on P6M5 HSS steel]. *Pisma v ZhTF.* 2010. Vol. 36. No. 16. P. 19–26.
3. *Kalita V.I., Komlev D.I.* Plazmennye pokryitiya s nanokristallicheskoj i amorfnoy strukturoj [Plasma sprayed coatings with nanocrystalline and amorphous structure]. Moscow: Lider M, 2008.
4. *Gurevich Yu.G., Narva V.K., Frage N.V.* Karbidostal. Moscow: Metallurgiya, 1988.
5. *Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovski M.G., Krivizhenko D.S., Losinskaya A.A., Lenivtseva O.G.* Structure of surface layers obtained by atmospheric electron beam cladding of graphite-titanium powder mixture on to titanium surface. *Appl. Surf. Sci.* 2013. Vol. 284. P. 472–481.
6. *Zhang Ke-min, Zou Jian-xin, Li Jun, Yu Zhi-shui, Wang Hui-ping.* Surface modification of TC4 alloy by laser cladding with $TiC + Ti$ powders. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2010. Vol. 20. P. 2192–2197.
7. *Weiping Liu, DuPont J.N.* Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineering net shaping. *Scripta Mater.* 2003. Vol. 48. Iss. 9. P. 1337–1342.
15. *Rogachev A.S., Mukasyan A.S.* Gorenje dlya sinteza materialov: vvedenie v struktur-nuyu makrokinetiku [Burning materials for the synthesis: introduction to structural macrokinetics]. Moscow: Fizmatlit, 2012.
16. *Zarrinfar N., Shipway P.H., Kennedy A.R., Saidi A.* Carbide stoichiometry in TiC_x and $Cu-TiC_x$ produced by self-propagating high temperature synthesis. *Scripta Mater.* 2002. Vol. 46. P. 121–126.
17. *Li Y.X., Yu J.D., Guo Z.X., Chumakov A.N.* Thermodynamic and lattice parameter calculation of TiC_x produced from $Al-Ti-C$ powders by laser igniting self propagating high temperature synthesis. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 458. No. 1-2. P. 235–239.
18. *Saidi A., Crysanthou A., and Wood J.V.* Preparation of $Fe-TiC$ composites by the thermal explosion mode of combustion synthesis. *Ceram. Int.* 1997. Vol. 23. P. 185–188.
19. *Han J.C., Zhang X.H., Wood J.V.* In situ combustion synthesis and densification of $TiC-xNi$ cermets. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. Vol. 280. P. 328–333.
20. *Mirkin L.I.* Rentgenostrukturnyy kontrol mashinostroitelnykh materialov: Spravochnik [X-ray control of engineering materials. Reference book]. Moscow: Mashinostroenie, 1979.
21. *Zuev L.V., Gusev A.I.* Vliyanie nestehiometrii i uporyadocheniya na period bazisnoy strukturyi kubicheskogo karbida titana [Effect of non-stoichiometry and ordering on the basic structure of cubic titanium carbide]. *Fizika tverdogo tela.* 1999. Vol. 41. No. 4. P. 1134–1141.