

2. Емельянов А.В., Шилин А.Н. Шаговые двигатели: учебное пособие. – Волгоград: ВолгГТУ. – 2005. – 48 с.
3. Журнал РИТМ. 20.10.2009. [www.ritm-magazine.ru](http://www.ritm-magazine.ru).
4. Ридико Л. // Основы схемотехники. – 2001. – № 6-7.

## **ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ НАПЛАВКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ «КАРБИД ТИТАНА – ВЫСОКОХРОМИСТЫЙ ЧУГУН»**

*Е.Н. Коростелева<sup>1,2</sup>, к.т.н., доцент каф. ФВТМ ИФВТ, с.н.с.*

*Г.А. Прибытков<sup>2</sup>, д.т.н., гл.н.с.*

*С.С. Каламбаева<sup>1</sup>, магистрант гр. 4АМЗ1,*

*В.Г. Дураков<sup>2</sup>, с.н.с.*

*В.В. Коржова<sup>2</sup>, н.с.*

<sup>1</sup>*Томский политехнический университет, 634050, г.Томск, пр.Ленина, 30,*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,*

*634021, г.Томск, пр. Академический 2/4*

*тел. (3822)-606-392*

*E-mail: elenak@ispms.tsc.ru*

**Введение.** Известно, что высокохромистые чугуны обладают высокой стойкостью к абразивному износу и широко применяются для порошковой наплавки покрытий на рабочие поверхности деталей, подвергающихся воздействию абразива. Повышение износостойкости чугунов обеспечивают твердые карбиды, присутствующие в структуре наряду с легированной металлической связкой на основе феррита, аустенита или мартенсита. В работе [1] на основе термографических исследований процессов плавления и кристаллизации высокохромистых чугунов до-, эвтектического и заэвтектического составов показано, что вариацией степени перегрева расплава перед разливкой и температуры литейной формы можно от игольчатой структуры карбидов перейти к равноосной. Подобный эффект модификации структуры может быть достигнут также легированием. Среди металлических легирующих элементов для чугунов особый интерес представляет титан. Из-за большого сродства титана к углероду в структуре чугунов образуются равноосные частицы кубического карбида титана [2] с рекордной для металлических карбидов твердостью до 33 ГПа. Благодаря высокой твердости и благоприятной геометрической форме TiC частиц их присутствие обеспечивает существенное повышение износостойкости титановых чугунов и сталей [3-5]. Однако при введении титана в расплав и последующей кристаллизации объемная доля выпадающих частиц титана ограничена, а их дисперсность и морфологию трудно контролировать. Другая проблема заключается в том, что карбид титана TiC<sub>x</sub> имеет широкую область гомогенности со стехиометрическим коэффициентом X изменяющимся от 0,5 до 1. При распределении углерода между карбидом титана неопределенной стехиометрии и чугуновой связкой содержание углерода в чугуновой связке также становится неопределенным. Эти проблемы можно решить применением при наплавке композиционных порошков «карбид –

титана – чугунная связка» с заранее заданной объемной долей карбида титана, химическим и фазовым составом чугунной связки. Для получения композиционных порошков для наплавки целесообразно использовать простой и экономичный способ, основанный на технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

**Материалы и методика исследования.** Композиционные порошки «TiC-высокохромистый чугун» для электронно-лучевых покрытий готовили методом СВС. Синтез композиционных порошков проводили на воздухе без предварительного подогрева реакционных смесей и с последующей закалкой в воду. Реакцию послойного горения инициировали поджигающей таблеткой из порошковой смеси титана и кремния состава  $Ti_5Si_3$ , нагреваемой молибденовой спиралью. Сразу после прохождения фронта горения полученный СВС-спек опускали в воду для предотвращения окисления продуктов синтеза в процессе остывания на воздухе. При этом измеряли максимальную температуру горения термометрическим методом, а скорость горения рассчитывали по времени прохождения фронта по высоте образца. Покрытия на подложку из стали марки Ст3 наплавляли низкоэнергетическим пучком в вакууме (ЭЛН) с подачей синтезированного композиционного присадочного порошка непосредственно в жидкометаллическую ванну [6]. Структурный анализ порошковых СВС-спеков и наплавленных покрытий проводили на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН.

**Результаты исследований.** При проведении рентгеноструктурного анализа продуктов синтеза обнаружено, что вне зависимости от содержания чугунного порошка в реакционных смесях продукты синтеза содержат карбид титана и три фазы, принадлежащие чугунной связке: карбид  $Cr_7C_3$ , хромистый феррит и аустенит (рентгенограммы не приводятся). Линий оксидов или нитридов на рентгенограммах не обнаружено. Расчетное объемное содержание карбида титана в продуктах СВС оказалось во всех случаях ниже, чем рассчитанное по сумме интенсивностей линий (табл. 1). Относительное содержание фаз в чугунной связке СВС композитов также значительно отличается от их содержания в исходном чугунном порошке. Карбид  $Cr_7C_3$  не выявляется в композитах с расчетным содержанием связки 22 и 30 об. %, а относительное содержание  $\alpha$ - и  $\gamma$ - фаз в СВС композитах мало отличается, в то время как в исходном чугунном порошке содержание  $\alpha$ -фазы в 3 раза больше, чем содержание  $\gamma$  фазы. Описанное изменение относительного содержания принадлежащих чугунной связке фаз может быть следствием перераспределения углерода и хрома между СВС карбидом титана и чугунной связкой.

Таблица 1. Содержание фаз в продуктах СВС (оценено по сумме интенсивностей линий).

Состав порошка	TiC	$\gamma$ -(Fe,C)	$\alpha$ -(Fe-Cr)	TiH	$Cr_7C_3$
ПГ-С27		64,9	21,1	-	14,0
TiC+22об.% ПГ-С27	92,6	2,4	3,2	1,8	-
TiC+30об.% ПГ-С27	83,7	5,8	6,0	4,5	-
TiC+40об.% ПГ-С27	72,6	8,9	8,7	6,1	3,7
TiC+50об.% ПГ-С27	61,8	14,3	10,7	4,2	8,9

На рисунке 1 *a, c, e, g* приведена микроструктура фрагментов композиционного порошка. Порошок имеет типичную структуру матричного композита: серые карбидные зерна округлой формы на фоне более светлой чугунной матрицы и

темных пор различного размера. Средний размер карбидных включений сильно зависит от содержания чугунного порошка в реакционных смесях: при увеличении расчетного объемного содержания связки с 22 до 50 об % средний размер частиц карбида титана уменьшается в 5 раз (рис. 2).

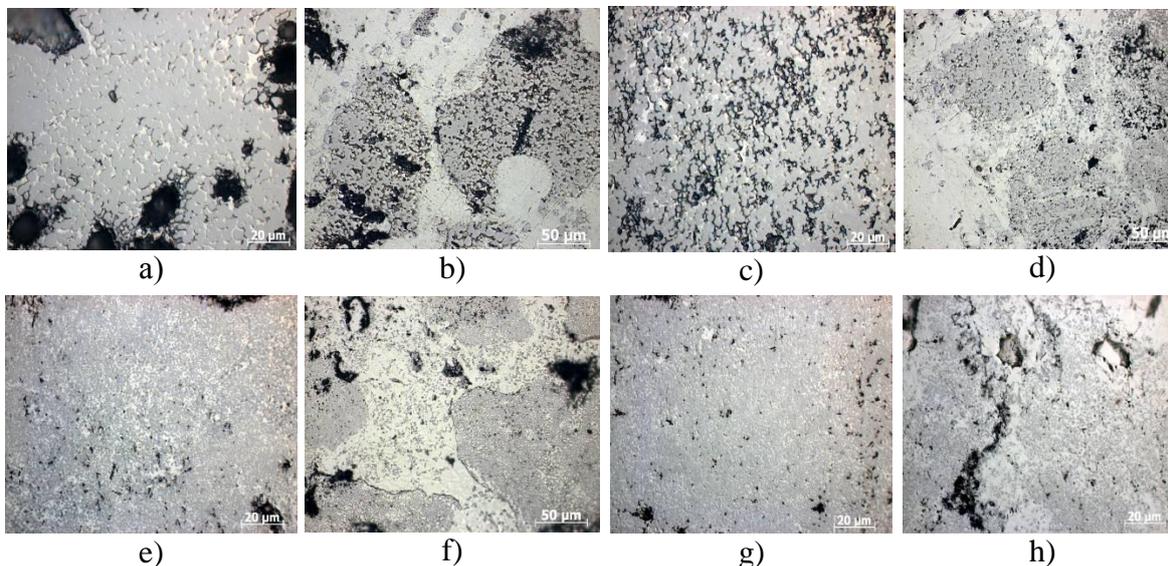


Рис.1. Микроструктура композиционных порошков (a, c, e, g) и электроннолучевых покрытий (b, d, f, h).

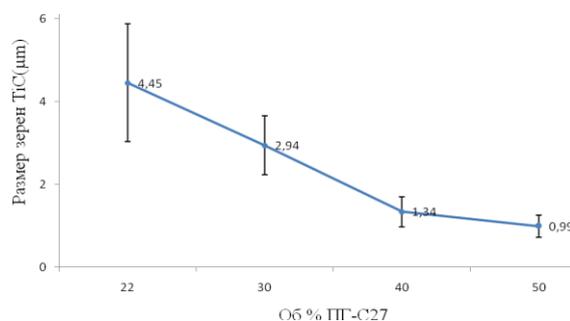


Рис. 2. Средний размер зерен в СВС порошках с различным содержанием чугунной связки.

Вероятной причиной такой зависимости является влияние инертной в тепловом отношении чугунной связки (инерта) на термокинетические условия формирования карбидной фазы. Измеренные нами значения максимальной температуры на фронте реакции (температура горения) и скорость движения фронта (скорость горения) монотонно уменьшаются при увеличении содержания связки в реакционных смесях (табл. 2). Такая зависимость температуры и скорости горения от содержания инерта является типичной для реакционных смесей, содержащих порошковые компоненты, не участвующие в реакции синтеза и не дающие тепловой вклад в основную реакцию [7]. При понижении температуры горения скорость диффузионного роста

зародышей карбида, экспоненциально зависящая от температуры, уменьшается. Соответственно, уменьшается их средний размер.

Таблица 2. Зависимость максимальной температуры ( $T_2$ ) и скорости горения ( $V_2$ ) от содержания чугуна в реакционных смесях.

Измеренная характеристика	Содержание чугуна (об. %)			
	22	30	40	50
$T_2, ^\circ\text{C}$	2320±141	2070±141	1715±148	1410
$V_2, \text{см /сек}$	1,04±0,09	0,71±0,14	0,52±0,13	0,19±0,007

Для улучшения наплавляемости к композиционным порошкам с различным содержанием чугуновой связки добавляли порошок чугуна в количестве, необходимом для получения порошковых смесей с интегральным содержанием чугуновой связки 75 %. Структура покрытий представляет собой гранулы композиционного порошка, окруженные чугуновой связкой с включениями отдельных частиц карбида титана (рис. 1 *b, d, f, h*). Концентрация отдельных частиц карбида титана в связке, окружающей гранулы, тем больше, чем больше содержание связки в композиционном порошке, а границы гранул с чугуном становятся все более размытыми. В покрытиях, наплавленных смесью с композиционным порошком, имеющим максимальное (50 об%) содержание чугуновой связки, гранулы практически отсутствуют, а карбидные частицы более или менее равномерно распределены в чугуновой связке (рис. 1 *h*). Описанная эволюция структуры наплавов по мере увеличения содержания связки в композиционных порошках объясняется процессом диссоциации гранул в расплаве наплавочной ванны. При минимальном (22 об. %) содержании чугуновой связки гранулы композиционного порошка, состоящие преимущественно из тугоплавкого карбида, не успевают прогреться до температуры плавления чугуновой связки, скрепляющей карбидные частицы и остаются практически в неизменном виде в объеме чугуновой связки. При максимальном (50 об. %) содержании связки в гранулах большая часть гранул прогревается до температур плавления чугуновой связки и освобожденные карбидные частицы разносятся по объему наплавочной ванны конвективными потоками, возникающими в поле градиентов температуры. При этом визуально размер карбидных частиц не изменяется по сравнению с их размером в гранулах. На основе этого факта можно утверждать, что в условиях электронно-лучевой наплавки не происходит частичного или полного растворения карбидных частиц в расплаве чугуновой связки.

Зависимость микротвердости гранул и окружающей гранулы чугуновой матрицы от содержания связки в синтезированном порошке (рис. 3) объясняется указанными выше закономерностями изменения структуры. Рост микротвердости гранул в интервале 22-40 об. % происходит благодаря уменьшению среднего размера карбидных частиц в гранулах (рис. 2), а слабое повышение твердости связки в том же интервале – влиянием карбидных частиц, упрочняющих связку. В наплавках смесей, содержащих композиционный порошок с 50 об% связки, микротвердость гранул и окружающей их связки равны в пределах разброса по причине малого размера недиссоциированных гранул, в которых концентрация карбидной фазы мало отличается от ее концентрации в окружающей связке.

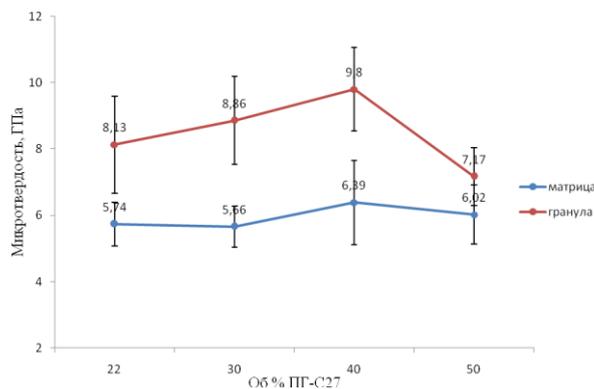


Рис. 3. Зависимость микротвердости гранул композиционного порошка и чугунной связки в ЭЛН покрытиях смесями СВС композиционных порошков с разным содержанием связки, разбавленных порошком чугуна до 75 об. % чугунной связки.

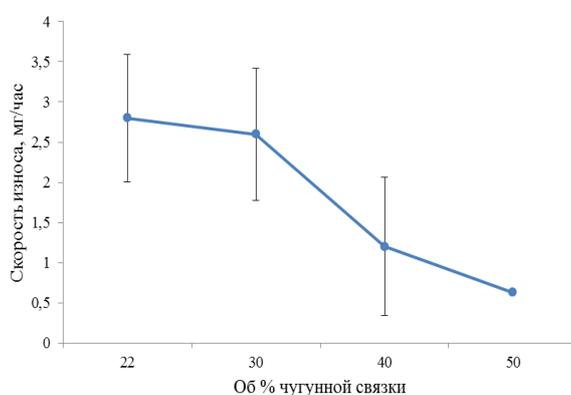


Рис. 4. Зависимость скорости абразивного износа композиционных покрытий от расчетного содержания чугунной связки в СВС порошках.

По результатам испытаний покрытий на абразивный износ (рис. 4) выявлена четкая корреляция структуры наплавленных покрытий с их износостойкостью. При одинаковом интегральном содержании чугунной связки в покрытиях наибольшую износостойкость имеет покрытие с дисперсными частицами карбида титана, равномерно распределенными в чугунной матрице (рис. 1 *h*). Минимальную износостойкость при изнашивании кварцевым песком имеет покрытие, состоящее из гранул композиционного порошка, окруженных чугунной связкой (рис. 1 *b*). Для определения областей эффективного применения наплавленных покрытий с различной структурой необходимо определение износостойкости при других видах испытаний на абразивный износ, а также триботехнические испытания в контактных парах с различными материалами.

#### Список литературы:

1. O.N. Dogan. Columnar to equiaxed transition in high Cr white iron castings // Scripta Materialia. – 1996. – V. 35. – № 2. – P. 163–168.

2. H. Berns, A. Fisher. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti, and B // Materials characterization. – 1997. – V. 39. P. 499–527.
3. O.N. Dogan, J.A Hawk, J.H. Tylczak, R.D. Wilson, R.D/ Govier. Wear of titanium carbide reinforced metal matrix composites // Wear. – 1999. V. 225-229. P. 758-769.
4. M.M. Arican, H. Cimenoglu, E.S. Kayali // Wear. – 2001. – V. 247. – P. 231–235.
5. O.N. Dogan, J.A Hawk, J.H. Tylczak. Wear of cast chromium steels with TiC reinforcement // Wear. – 2001. – V. 250. – P. 462–469.
6. G.A. Pribytkov, M.N. Khrmogin, V.G. Durakov, V.V. Korzhova. Coatings produced by electron beam surfacing of composite materials consisting of titanium carbide and a binder of high-speed R6M5 tool steel // Welding international. – 2008. V. 22. – № 7. – P. 465–467.
7. A.S. Rogachev, V.M. Shkiro, I.D. Chausskaya, M.V. Shvetsov. Gasless combustion, in the system titanium-carbon-nickel // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 1988. – V. 24. – № 6. P. 720–724.

## АНАЛИЗ АЛМАЗНОГО ПОРОДОРАЗРУШАЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

*А.А. Черепанов, студент гр. 4Е21,*

*Р.Э. Лушников, студент гр. 4Е21,*

*А.В. Лушников, студент гр. 4Е31*

*Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,*

*тел.(961)-891-63-39*

E-mail: lushnikov0705@bk.ru

Бурение – процесс разрушения горных пород с помощью специальной техники – бурового оборудования. Одним из видов данного оборудования является алмазный породоразрушающий инструмент. В данной статье будут приведены области применения данного инструмента, его особенности, а также подведены итоги его эффективности относительно самого процесса бурения в целом.

В комплект породоразрушающего инструмента при бурении скважин алмазным способом входят алмазные коронки и расширители.

Алмазная коронка при бурении является породоразрушающим наконечником. Алмазный калибровочный расширитель предназначен для сохранения диаметра скважины в процессе ее проходки, а также для стабилизации работы коронки на забое скважины.

Алмазные коронки классифицируются по следующим характеристикам:

- крупность объемных и подрезных алмазов;
- свойства матрицы;
- схема раскладки алмазов и насыщенность коронки алмазами;
- характер промывочной системы;
- форма торца матрицы;
- конструкция корпуса [1].

Крупность алмазов, закладываемых в коронку, определяется твердостью породы и ее структурой.