

Таблица

Результаты микрогеометрии поверхности покрытий	
Обработка	Значение шероховатости $R_a$ , мкм
Исходный образец	1,32
После поверхностного упрочнения	2,15

Применение способа электроэрозионного упрочнения легированием для нанесения покрытия на поверхность твёрдого сплава соответствующими электродами даёт возможность получения твёрдосплавной пластины с градиентной структурой, например, ВК3 – ВК6 – ВК8 – ВК10 – ВК15 – ВК20, а также можно производить реставрацию поверхности различных твёрдых сплавов после эксплуатации, это позволит продлить эксплуатационный срок изделий, оснащённых данными сплавами, сэкономить дефицитные материалы (вольфрам и кобальт).

#### Выводы

Способом электроэрозионного упрочнения легированием получен твёрдый сплав с градиентной структурой, состоящий из вязкой сердцевины из сплава ВК10КС и более износостойкой поверхности из сплава ВК6-ОМ. Повышение износостойкости связано с формированием монокарбида дивольфрама  $W_2C$ , который улучшает служебные свойства вставок из твёрдого сплава на основе монокарбида вольфрама WC.

*Работа выполнена в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.153.2014/К*

#### Литература.

1. Nozdrin I.V. Particle size of vanadium and chromium borides and carbides in a plasma flux / I.V. Nozdrin, G.V.Galevskii, L.S. Shiryayeva, M.A.Terenteva // Steel in Translation. 2011. Т. 41. № 10. С. 799-804.
2. Nozdrin I.V. Reactor for plasmometallurgical production of refractory borides and carbides / I.V. Nozdrin, L.S. Shiryayeva, G.V. Galevskii, V.V. Rudneva // Steel in Translation. 2011. Т. 41. № 8. С. 644-648.
3. Nozdrin I.V. Plasma synthesis and physicochemical certification of chromium nanocarbide / I.V. Nozdrin, V.V. Rudneva // Steel in Translation.– Vol.53.– No. 12.– 2012.–С.797-801.
4. Oskolkova T.N. Pulse plasma treatment of the surface of alloy VK10KS / T.N. Oskolkova, E.A. Budovskikh // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – vol. 53, № 11–12. P. 608 – 610.
5. Oskolkova T.N. Electric explosion alloying of the surface of hard alloy VK10KS with titanium and silicon carbide / T.N. Oskolkova, E.A. Budovskikh // Metal Science and Heat Treatment. – 2013. – vol. 55, № 1. – P. 96 – 99.
6. Oskolkova T.N. Features of structure formation of the surface layer in the course of electroexplosive alloying tungsten carbide hard alloy / T.N. Oskolkova, E.A. Budovskikh, V.F. Goryushkin // Non-Ferrous Metals. – 2014. – vol. 55, № 2. – P. 196 – 200.

### ЗАВИСИМОСТЬ ДИСПЕРСНОСТИ КАРБИДНОЙ КОМПОНЕНТЫ ОТ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО В СИНТЕЗИРОВАННОЙ МЕТАЛЛОКЕРАМИКЕ TiC-(Ni-Cr)

*О.П. Солоненко, д.т.н., профессор, В.Е. Овчаренко\*\*\*, д.т.н., профессор, А.Е. Чесноков, н.с. Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия*

*\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

*\*\* Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

*652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

*E-mail: ove45@mail.ru*

Металлокерамические порошки декамикронного диапазона размеров, частицы которых состоят из высокотвердых ультрадисперсных включений в матрице из металлического сплава заданного химического состава (WC-Co, TiC-(Ni-Cr), Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-(Ni-Cr) и т.п.), широко используются при газотермическом напылении (ГТН) износ- абразивно- и коррозионностойких покрытий, предназначенных для экстремальных условий эксплуатации.

Большие перспективы в получении композиционных порошков открываются при использовании самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), инициируемого в порошках-реагентах, однородно перемешанных с порошком-инертном с заданным объемным содержанием [1]. При этом синтез металлокерамического порошка возможен как в свободном режиме горения порошковой смеси исходных элементов, так и под давлением, с последующим механическим измельчением синтезированного компакта и разделением по фракциям полученного порошкового продукта. Подтверждением этому являются результаты, представленные в работе [2], в которой металлокерамический порошок TiC-30%об.(Ni-Cr) с размером частиц 45-90 мкм, предназначенный для плазменного напыления, был получен механическим измельчением компакта, синтезированного под давлением. Однако выход указанной фракции порошка составил не более 20% [2], что объясняется достаточно высокой твердостью (~ 60 HRC) синтезированного металлокерамического спека, при измельчении которого получается достаточно большое количество частиц с размером <40 мкм, а также сверхтвердых гранул с размером более 100 мкм, дальнейшее измельчение которых с использованием энергонапряженных планетарных мельниц типа АГО-2 практически невозможно. В то же время, как показано в работе [1], измельчение СВС компакта, полученного, при прочих равных условиях, в режиме свободного горения механоактивированных (МА) исходных порошковых компонентов, обеспечивает кратное увеличение выхода указанной фракции (60% и более, см. рис. 1). При этом металлокерамические частицы имеют высокодисперсное строение: включения карбидной фазы достаточно равноосной формы равномерно распределены в металлической связке во всем объеме частиц. Было обнаружено, что, при прочих равных условиях, дисперсность карбидных включений в частицах композиционного порошка зависит не только от размера частиц исходных порошковых компонентов, но и от объемного содержания (Ni-Cr) связки. Для подтверждения этой закономерности был выполнен дополнительный цикл модельных экспериментов по исследованию эволюции дисперсного состава включений TiC в СВС компактах TiC-(Ni-Cr), полученных при изменении объемного содержания никель-хромовой связки как в режиме свободного горения, так и под давлением. В данных экспериментах, также как и в работе [1], СВС металлокерамического компакта осуществляли в порошковой смеси титана (ПТОМ-2), ламповой сажи (П803) и никель-хромового сплава (ПХ20Н80-56-24). Для измельчения исходных порошков титана и никель-хромового сплава проводилась их предварительная МА в энергонапряженной планетарной мельнице «Активатор – 2SL» [3]: порошка титана с добавлением 10%об. ламповой сажи, в качестве поверхностно-активного вещества, - в течение 90 секунд, порошка нихрома - в течение 120 секунд. При проведении СВС композита TiC-NiCr использовались смеси порошков с размерами частиц нихрома и титана ≤ 40 мкм. В таблице 1 приведены составы исходных порошковых смесей с требуемой стехиометрической композицией Ti-C и различным объемным содержанием (Ni-Cr) связки, которые использовались при проведении модельных экспериментов.

Таблица 1

Состав исходных порошковых смесей для СВС.

Номер образца	Состав порошковой смеси Ti-C-NiCr
1	70%об. (80%мас. Ti + 20%мас. C) + 30%об. (Ni-Cr)
2	60%об. (80%мас. Ti + 20%мас. C) + 40%об. (Ni-Cr)
3	50%об. (80%мас. Ti + 20%мас. C) + 50%об. (Ni-Cr)

Данные порошковые композиции непосредственно перед проведением СВ-синтеза подвергались дополнительной совместной МА в течение 60 секунд для обеспечения их равномерного перемешивания. Перед проведением СВС в режиме свободного горения реактор продувался аргоном в течение 5 минут при расходе газа 36 л/мин, после чего инициировалась реакция синтеза. Все синтезированные металлокерамические спекы имели пористую структуру и достаточно легко разрушались. Дальнейшее кратковременное механическое воздействие на полученный порошок в планетарной мельнице позволяло получать металлокерамические частицы основной фракции с размерами от 40 до 90 мкм. Гистограмма распределения частиц по размерам для порошковой смеси №2 (таблица 1) представлена на рис. 1.

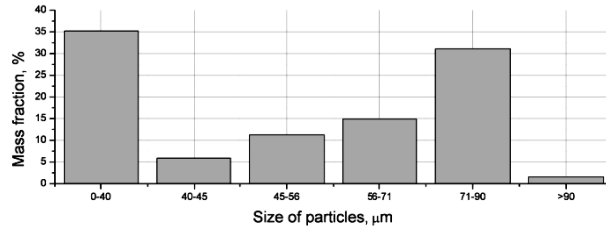


Рис. 1. Распределение металлокерамических частиц TiC-(Ni-Cr) по размерам, отвечающее исходной порошковой смеси №2 (таблица 1) после 30 секунд механического воздействия на СВС спек.

Рентгенофазовый анализ механически активированных смесей и СВС продуктов проводили на дифрактометре ДРОН-4.0 с использованием монохроматизированного  $\text{CuK}\alpha$  - излучения. Анализ образцов, полученных как в свободном режиме горения, так и при СВС под давлением, подтвердил присутствие только фаз карбида титана и металлической связи – никель-хромового сплава.

Для исследования эволюции дисперсного состава включений карбида титана в синтезированных СВС продуктах (рис. 2 и 3), по мере увеличения в них объемного содержания (Ni-Cr) связи (таблица 1, образцы 1-3), были построены эмпирические гистограммы. Данные гистограммы, характеризующие счетные распределения включений TiC по размерам, являются результатом визуальной обработки изображений, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии. Результаты экспериментов подтвердили установленную ранее закономерность [1]: с увеличением объемной доли (Ni-Cr) связи происходит перераспределение размеров карбидных включений в область меньших значений.

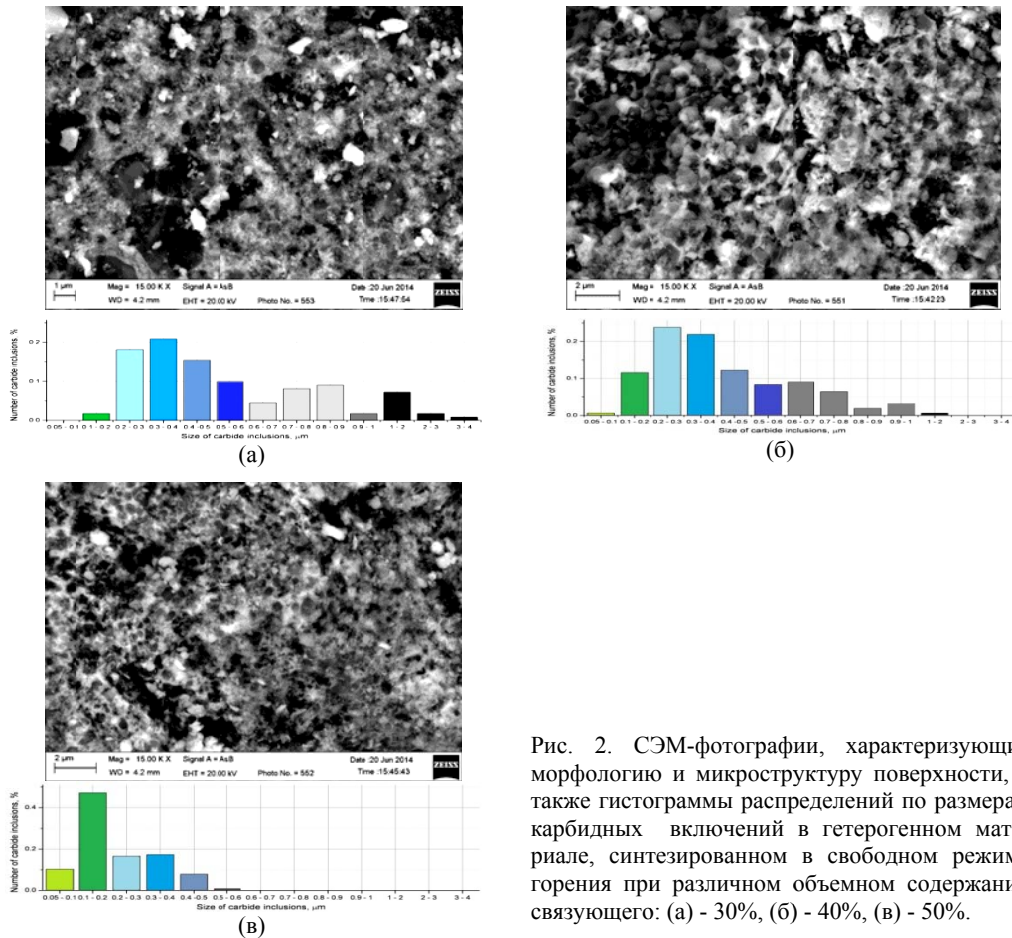


Рис. 2. СЭМ-фотографии, характеризующие морфологию и микроструктуру поверхности, а также гистограммы распределений по размерам карбидных включений в гетерогенном материале, синтезированном в свободном режиме горения при различном объемном содержании связующего: (а) - 30%, (б) - 40%, (в) - 50%.

Для объяснения полученного результата воспользуемся соображениями, приведенными в [1], основанными на предположении об одномерном характере движения фронта горения в порошковой насыпке. Как отмечено выше, при СВС металлокерамики нами были использованы МА порошки

титана, приготовленные в одних и тех же оптимальных условиях, определенных ранее в работе [1]. Ультрадисперсные МА частицы титана обладают высокой поверхностной активностью, что еще на стадии подготовки порошковых композиций может приводить к их агломерированию. Согласно [4], синтез карбида титана в порошковой смеси Ti-C осуществляется в условиях, когда в волне горения частицы титана, характеризующиеся температурой плавления  $T_{m,Ti}=1958$  К, находятся в расплавленном состоянии, а образующийся продукт - карбид титана, имеющий температуру плавления  $T_{m,TiC}=3433$  К, является твердофазным, поскольку температура горения не превосходит 3210 К. Следовательно, перед фронтом горения, распространяющимся в порошковой смеси Ti-C, вследствие теплопроводности среды, находится слой порошка, в котором УДЧ титана, а также их агломераты подвергаются плавлению. Плавление агломератов приводит к образованию в синтезированном спеке, представляющим собой ячеисто-пористый каркас, более крупных блоков из карбида титана. При последующем же механическом измельчении спека получают порошковые частицы преимущественно неравноосной формы.

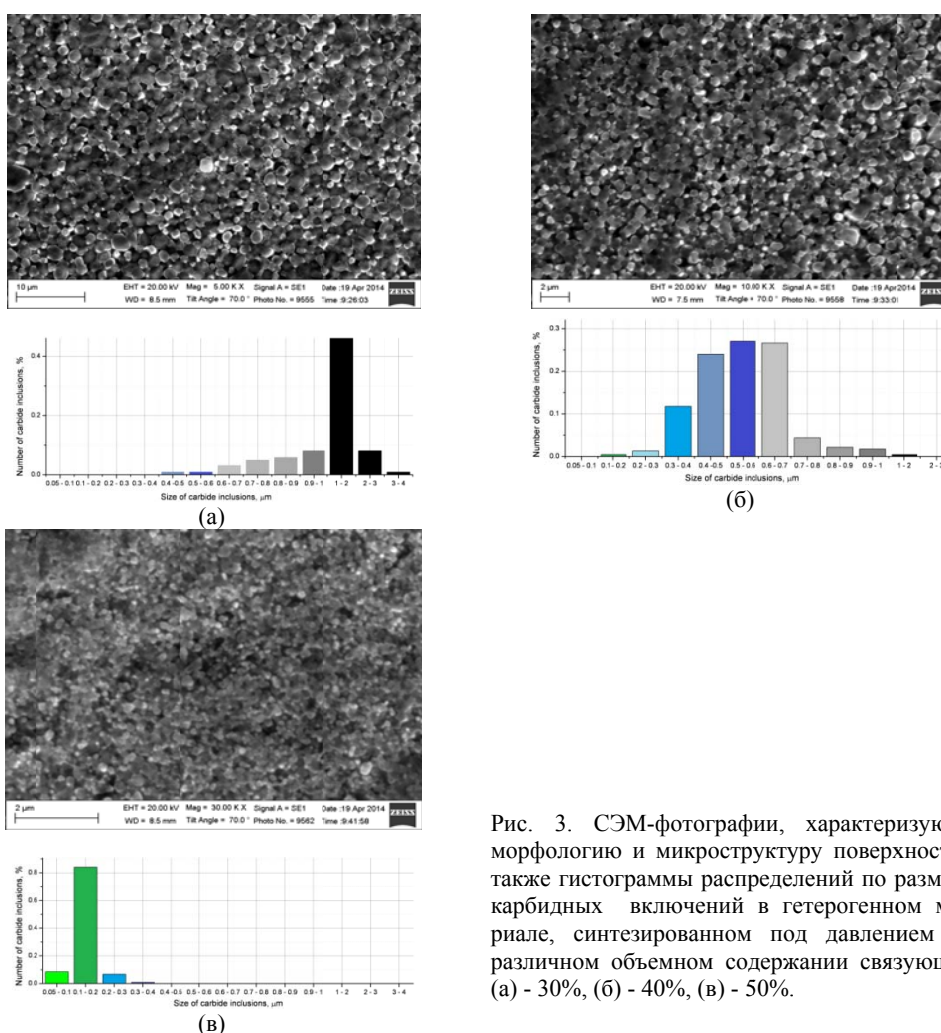


Рис. 3. СЭМ-фотографии, характеризующие морфологию и микроструктуру поверхности, а также гистограммы распределений по размерам карбидных включений в гетерогенном материале, синтезированном под давлением при различном объемном содержании связующего: (а) - 30%, (б) - 40%, (в) - 50%.

В свою очередь, при движении фронта горения в порошковой смеси в присутствии инертной связки (Ni-Cr) с температурой плавления  $T_{m,NiCr}=1663$ К, которая ниже температуры плавления титана  $T_{m,Ti}=1958$  К, перед фронтом горения порошковой композиции Ti-C-(Ni-Cr) первоначально возникает слой, в котором включения (Ni-Cr) претерпевают плавление в то время, как УДЧ титана остаются еще в твердом состоянии. Предварительная МА металлических компонентов существенно увеличивает смачиваемость твердых включений титана расплавом нихрома, что, наряду с объемным расширением включений нихрома при их плавлении, способствует дезинтеграции агломератов, состоящих из УДЧ титана, ускорению плавления последних и, как следствие, приводит к уменьшению раз-

меров включений TiC в металлокерамическом спеке. Кроме того, плавление УДЧ нихрома и титана (средний размер  $\sim 2 \mu\text{m}$ ), окруженных прослойками из твердых частиц сажи (средний размер  $\sim 0.3 \mu\text{m}$ ), приводит к их локальному уплотнению и увеличению площади контактной границы между частицами сажи и титана, что ускоряет реакцию синтеза. Однако недостаточное содержание металлсвязки приводит к остаточной распределенной пористости в синтезированном металлокерамическом спеке, поскольку микропустоты, образовавшиеся из-за поглощения УДЧ сажи, плотность которой существенно меньше плотности карбида титана, не могут быть полностью заполнены металломсвязкой. При увеличении объемного содержания металла-связки до 30% пористость синтезированного спека, а, следовательно, и порошковых частиц, значительно падает, поскольку расплав (Ni-Cr) достаточно равномерно распределяется в поровом пространстве металлокерамики. При дальнейшем увеличении объемного содержания (Ni-Cr) связки до 40% отмеченная тенденция сохраняется: происходит дальнейшее уменьшение размера включений TiC, равномерно распределенных в (Ni-Cr) (рис. 2).

В то же время, СВ-синтез под давлением способствует большей дезинтеграции агломератов, состоящих из ультрадисперсных частиц титана, ускорению плавления последних и, как следствие, приводит к их дополнительному диспергированию в синтезированном металлокерамическом спеке (рис. 3).

Литература.

1. O.P. Solonenko, A.E. Chesnokov, and A.V. Smirnov, Production and plasma spraying of cermet powders TiC-NiCr with given volume content of carbide ultra-fine inclusions// Proc. of ITSC'2014, 21-23 May 2014, Barcelona, Spain. - P. 373-378.
2. O.P. Solonenko, V.E. Ovcharenko, Yu.F. Ivanov, and A.A. Golovin, Plasma-sprayed metal-ceramic coatings and modification of their structure with pulsed electron-beam irradiation, Journal of Thermal Spray Technology, 2011, Vol. 20, Issue 4. - P. 927-938.
3. Патент на полезную модель № RU 33037 U1 от 11.03.2003. Планетарная шаровая мельница. Автор: Леуткин Аркадий Алексеевич. Патентообладатель: Закрытое акционерное общество "Активатор".
4. А.Г. Мержанов, Твердопламенное горение, Черноголовка, ИСМАН, 2000. - 224 с.

### МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni<sub>3</sub>Al НАНОЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКОГО ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ

\*\*\*В.Е. Овчаренко, д.т.н., профессор, Лю Гуансюнь\*\*\*, д.т.н., Е.Н. Боянгин\*, к.т.н., н.с.

\*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4

\*\*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
634050, Томск, пр. Ленина, 30

\*\*\*Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, КНР

E-mail: ove45@mail.ru

#### 1. Введение

Со времени создания в середине прошлого века в Англии жаропрочного интерметаллического сплава нимоник во всех странах мира наблюдается постоянно растущее внимание к разработкам новых методов повышения физических и прочностных свойств интерметаллических сплавов на основе алюминидов никеля Ni<sub>3</sub>Al [1-5]. Основное внимание уделяется методам комплексного легирования, направленной кристаллизации, получения изделий из монокристаллов [6-9]. При этом сохраняется необходимость разработки новых подходов к получению интерметаллических сплавов нового поколения для авиационного и ракетного двигателестроения, энергетики больших мощностей, химической промышленности, отличающихся более высокими физическими и прочностными свойствами.

Известно, что физические и прочностные свойства интерметаллических сплавов в значительной мере зависят от структурно-фазового состояния их зеренной структуры – измельчение зеренной структуры повышает предел текучести сплавов, предел их прочности и величину деформации до разрушения [10]. Принимая во внимание, что известные методы измельчения зеренной структуры интерметаллических сплавов методами комплексного легирования и термической обработки к настоящему времени практически исчерпали свои потенциальные возможности, в настоящей работе приведены результаты исследования влияния на размерность зеренной структуры, физические и прочностные свойства интерметаллического соединения Ni<sub>3</sub>Al наноразмерных частиц тугоплавкого химического соединения нитрида TiN, как потенциальных стопоров роста отдель-