

Амосов А.П., Самборук А.Р., Яценко И.В., Яценко В.В. Применение процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения композиционных керамико-металлических порошков на основе карбида титана и железа // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 5–14. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.01

Amosov A.P., Samboruk A.R., Yatsenko I.V., Yatsenko V.V. Application of the shs process for fabrication of ceramic-metal composite powders on the basis of titanium carbide and iron. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 5–14. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.01

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 20, № 4, 2018
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.01
УДК 621.762.2

А.П. Амосов, А.Р. Самборук, И.В. Яценко, В.В. Яценко

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

**ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО
СИНТЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИКО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА**

Представлен обзор методов получения керамико-металлических композиционных материалов (керметов) на основе карбида титана и железа, которые называются также карбидостальями и ферротикарами. Показано, что традиционные методы порошковой металлургии и литейной технологии являются длительными и энергоемкими. Представлены полученные ранее результаты применения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения керметов TiC–Fe и Al₂O₃–TiC–Fe как из элементарных порошков, так и из оксидных с алюминотермическим восстановлением. Более подробно изложены собственные результаты по сопряжению реакций СВС карбида титана и восстановления железа из оксида как алюминием (алюминотермическое восстановление), так и углеродом (карботермическое восстановление). Показано, что в случае алюминотермического восстановления в качестве шихты (Ti + C) + x(Fe₂O₃ + 2Al) необходимо использовать смесь отдельно приготовленных из исходных порошков термитных (Fe₂O₃ + 2Al) и карбидных (Ti + C) гранул, в случае же карботермического восстановления нет необходимости прибегать к гранулированию шихты из единой смеси порошков (Ti + C) + x(Fe₂O₃ + 3C). Горение указанных СВС-шихт в простейшем реакторе открытого типа в воздушной атмосфере протекает спокойно, без выбросов исходных веществ и продуктов СВС. Продукты горения представляют собой высокопористые легкоразмольные спекы порошков керметов Fe(Al)–Fe₃Al–Al₂O₃–TiC или TiC–Fe. Представленные способы применения сопряженного процесса СВС отличаются энергосбережением, простотой технологии и оборудования, дешевыми исходными компонентами, хорошими свойствами синтезируемых порошков керметов, что определяет перспективность организации их конкурентоспособного промышленного производства для применения в качестве абразивных материалов, износостойких покрытий, исходных порошков для получения компактных износостойких изделий и заготовок методами порошковой металлургии.

Ключевые слова: керметы, карбидостали, ферротикары, TiC–Fe, порошок, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, синтез горением, алюминотермическое восстановление, карботермическое восстановление, структура продуктов горения, фазовый состав.

A.P. Amosov, A.R. Samboruk, I.V. Yatsenko, V.V. Yatsenko

Samara State Technical University, Samara, Russian Federation

**APPLICATION OF THE SHS PROCESS FOR FABRICATION OF CERAMIC-METAL COMPOSITE
POWDERS ON THE BASIS OF TITANIUM CARBIDE AND IRON**

An overview of methods for producing ceramic-metal composites (cermets), based on titanium carbide and iron, which are also called carbide-steels and ferrotics. It is shown that the traditional methods of powder metallurgy and foundry technology are long-term and energy-intensive. The results obtained earlier are presented to use the process of self-propagating high-temperature synthesis (SHS) for obtaining TiC–Fe and Al₂O₃–TiC–Fe cermets both from elemental powders and from oxides by aluminothermic reduction. Own results on coupling of reactions of SHS of titanium carbide and reduction of iron from oxide by aluminum (aluminothermic reduction) and carbon (carbothermic reduction) are described in more detail. It is shown that in the case of aluminothermic reduction, it is advisable to use as a charge (Ti+C)+x(Fe₂O₃+2Al) a mixture of thermite (Fe₂O₃+2Al) and carbide (Ti+C) granules, separately prepared from the original powders. In the case of carbothermic reduction, there is no need to granulate the charge from a total mixture of powders (Ti+C)+x(Fe₂O₃+3C). The combustion of these SHS charges proceeds quietly in a simple open-type reactor in an air atmosphere, without ejections of the initial reactants and products of SHS. Combustion products are highly porous, easy-to-grind cakes of Fe(Al)–Fe₃Al–Al₂O₃–TiC or Fe–TiC cermet powders. Presented applications of the coupled combustion process are distinguished by energy saving, simple technology and equipment, cheap source components, good properties of the synthesized cermet powders, that determines the prospects of the organization of their competitive industrial production for use as abrasive materials, wear-resistant coatings, the initial powders for fabrication of compacted wear-resistant components and billets by powder metallurgy.

Keywords: cermets, carbide-steels, ferrotics, TiC–Fe, powder, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), combustion synthesis aluminothermic reduction, carbothermic reduction, structure of combustion products, phase composition.

Введение

Керметы системы TiC–Fe, которые называют также карбидостаялами и ферротикарами, с матрицей из железа, стали или чугуна, упрочненной частицами TiC, привлекательны из-за высокой износостойкости и меньшей цены по сравнению с быстрорежущими сталями и твердыми сплавами, имеющими в своем составе такие дефицитные и дорогие компоненты, как вольфрам и кобальт [1]. Они используются как в виде компактных (спеченных или литых) износостойких изделий и заготовок, так и в виде порошков для нанесения износостойких покрытий и для магнитно-абразивной обработки [1–3].

Для промышленного производства изделий из компактных керметов TiC–Fe (карбидосталей) применяются традиционные методы порошковой металлургии, включающие стадии приготовления шихты из порошков карбида титана, железа и легирующих элементов, прессование (формование) порошковой смеси с пластификатором, предварительное и окончательное спекание, дополнительную обработку [1, 4]. Спекание чаще всего проводится в вакууме при 1500 °С. Применяется также горячее изостатическое прессование, например с режимом 1180 °С, 100 МПа, 4 ч. Возможно получение изделий из карбидостали методом пропитки пористого карбидного каркаса расплавом металлической связки. Содержание TiC в карбидостаялах зависит от состава стальной матрицы и может находиться в пределах 10–50 мас. %, но в промышленно выпускаемых за рубежом карбидостаялах диапазон содержания TiC является более узким: 45–55 об. %. К достоинствам методов порошковой металлургии следует отнести широкий диапазон объемной доли и размеров частиц TiC, их достаточно равномерное распределение в стальной матрице. К недостаткам относятся следующие: не очень высокая адгезия частиц TiC с матрицей из-за загрязненности поверхности этих частиц, трудность достижения равномерного распределения частиц TiC в матрице и плотности изделий, близкой к теоретической, дорогое крупногабаритное оборудование, многостадийность, длительность и энергоемкость производственного цикла, простая форма изделий и трудность их механической обработки после спекания [4, 5]. Однако предпринимаются попытки преодолеть указанные недостатки традиционных методов порошковой металлургии. Использование кратковременной механической активации (6 ч) в высокоэнергетической вибрационной мельнице позволило достичь равномерного распределения 2,5–7,5 об. % нанопорошка TiC (20 нм) в карбидостали и приблизиться к теоретической плотности

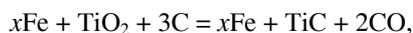
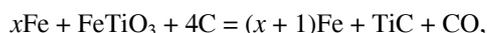
при снижении температуры горячего прессования до 1100 °С при давлении 50 МПа [6].

Важным оказалось развитие in-situ подхода в методах порошковой металлургии, когда армирующие частицы TiC вводятся в состав карбидостали не в виде полученного заранее порошка TiC (ex-situ подход), а синтезируются в матрице карбидостали за счет химических реакций [5]. В этом случае в металлической матрице образуются очень мелкие и термодинамически стабильные керамические частицы TiC, свежая поверхность которых свободна от нежелательных загрязнений в виде оксидов и адсорбированных газов, что приводит к хорошей смачиваемости и более прочной адгезионной связи частиц TiC с матрицей. При реализации in-situ подхода в качестве исходной бралась смесь элементарных порошков Ti, C, Fe, тщательно смешивалась в течение 24 ч в планетарной шаровой мельнице, прессовалась при давлении 350 МПа, нагревалась в вакууме до 1380–1440 °С, выдерживалась 1 час и охлаждалась с печью [5]. Исследование с привлечением дифференциального термического анализа позволило установить механизм растворения-осаждения частиц TiC при in-situ образовании кермета TiC–Fe. Сначала при 756 °С происходит аллотропическое превращение $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$, затем при 1078 °С вследствие эвтектической реакции между Ti и Fe образуется расплав интерметаллического соединения Fe_2Ti , свободный углерод C растворяется в этом расплаве и за счет экзотермического реагирования с ним при 1138 °С приводит к образованию кристаллов TiC, которые имеют температуру плавления 3017 °С и осаждаются из расплава. Наконец, при 1146 °С происходит эвтектическая реакция между остатком свободного углерода и железом с образованием цементита Fe_3C . In-situ методы порошковой металлургии изготовления керметов TiC–Fe из элементарных порошков Ti, C, Fe получили также название методов экзотермического диспергирования и реакционного спекания [7, 8]. Комбинация in-situ подхода с методом искрового плазменного спекания позволила из смеси порошков ферротитана и углерода получить при 1150 °С всего за 5 мин кермет TiC–Fe с относительной плотностью 99,2 % и твердостью 83,2 HRA [9].

Следующую группу методов получения карбидосталей представляют жидкофазные методы традиционной литейной технологии, которые являются более простыми и экономичными, позволяют получать изделия сложной формы [4]. Здесь также существуют методы ex-situ и in-situ [10–13]. В ex-situ методах готовый порошок карбида титана вводится в расплав матричной стали или чугуна, размешивается, после чего расплав заливается

в форму и отверждается с получением литого изделия из карбидостали. В *in-situ* методах литые карбидостали получают чаще всего в атмосфере аргона при добавлении углерода и титана в расплав железа, либо при добавлении углерода в расплав сплава Fe–Ti, либо при добавлении титана в расплав Fe–C в пропорциях, необходимых для синтеза частиц TiC в расплаве и изготовления карбидостали заданного состава. Длительность синтеза частиц TiC зависит от температуры расплава и может составлять, например, 80 с при 1600 °С и 20 мин при 1550 °С. Дисперсность синтезируемых частиц TiC определяется температурой расплава, составом матричного сплава, составом, дисперсностью и состоянием поверхности вводимых реагентов. Размер синтезируемых частиц TiC может быть самым различным: от 10–15 до 0,3–0,5 мкм. Большую роль в обеспечении механических свойств карбидостали играет смачиваемость частиц TiC матричным сплавом. В случае *in-situ* методов достигаются лучшие смачиваемость и адгезия, чем в случае *ex-situ* методов. Литейным методам присущи такие недостатки, как неравномерное распределение частиц TiC из-за разности значений плотности TiC и Fe, склонности очень мелких частиц TiC к образованию достаточно прочных агломератов, а также ограниченное содержание армирующей фазы TiC (не более 15 об. %) в карбидостали (при большем содержании расплав теряет текучесть) [4].

Для уменьшения стоимости изготовления керметов TiC–Fe, за счет использования вместо порошков чистых металлов Ti и Fe порошков их более дешевых и доступных оксидов, был применен метод карботермического восстановления ильменита FeTiO₃ и рутила TiO₂ углеродом с реализацией следующих реакций при нагреве до 1300–1600 °С в атмосфере аргона [14]:



где x – избыток молей железа по сравнению со стехиометрическими реакциями карботермического восстановления, необходимый для получения кермета заданного состава. Однако при этом вместо частиц карбида TiC были синтезированы частицы оксикарбида Ti(O,C), что было связано с меньшей температурой восстановления. Улучшение эффективности рассматриваемого метода было достигнуто при использовании высокоэнергетической механической активации смеси реагентов [15, 16]. Механическая активация в течение 30 ч смеси ильменита и сажи позволила снизить температуру синтеза с 1300 до 1200 °С и за 3 ч успешно синтезировать порошковый композит TiC–Fe [16]. Не-

смотря на использование дешевого сырья, метод карботермического восстановления приводит к достаточно длительной и энергоемкой технологии получения кермета TiC–Fe.

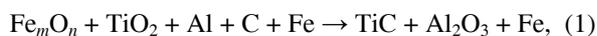
Применение процесса СВС для получения керметов TiC–Fe

С точки зрения создания простой экономической технологии производства керметов TiC–Fe несомненный интерес представляет использование процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который называется также синтезом горением и отличается энергосбережением, малой длительностью, простым малогабаритным оборудованием, в связи с чем с 1978 г. привлекает большое внимание исследователей [1, 4, 5, 17, 18]. Метод СВС основан на прохождении химических реакций с большим тепловыделением и может протекать как в режиме объемного теплового взрыва нагреваемой посторонним источником смеси реагентов, так и в режиме послонного распространения горения по холодной или подогретой смеси реагентов. Этот метод относится к *in-situ* методам получения композиционных материалов и обладает всеми достоинствами таких методов.

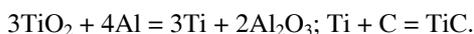
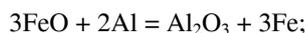
Сначала исследовалось применение метода СВС к получению керметов TiC–Fe в качестве магнитно-абразивных материалов из смесей элементных порошков Ti, C, Fe [1, 18]. Синтез композиционного материала (50 мас. % Fe + 50 % TiC) по схеме Ti + C + Fe → TiC + Fe приводил к образованию губчатого спека, пористость которого не зависела от дисперсности исходного порошка Fe, но определялась размером частиц исходного порошка Ti. При этом формировалась микроструктура из распределенных в железной матрице включений TiC с размером 0,5–2,0 мкм. Размолот пористого спеченного продукта СВС получали порошки, которые исследовали на абразивную способность при магнитно-абразивной обработке. Наиболее хорошие результаты были получены при легировании железной матрицы углеродом и фосфором, что обеспечивало повышение ее твердости, охрупчивало ее и облегчало самозатачивание пористых зерен абразива. На основе этого были разработаны и внедрены промышленные технологии изготовления ферромагнитных абразивных порошков (ФАП) марок «Ферабраз-310» (50 мас. % (Fe–C–P) + 50 % TiC) и «Ферабраз-311» (60 мас. % (Fe–C–P) + 40 % TiC) [18]. Отметим, что получить ферромагнитные абразивные порошки с содержанием TiC менее 40 мас. % методом СВС не удастся, так как горение шихты становится неустойчивым [1].

Позже были проведены более детальные исследования закономерностей горения смесей из элементарных порошков Ti, C, Fe и получения керметов TiC–Fe методом СВС как в режиме теплового взрыва, так и в режиме послойного горения [19–21]. Было показано, что в режиме теплового взрыва температура начала самовоспламенения объема смеси реагентов совпадает с температурой плавления эвтектики Fe–Ti и что температура горения и размер зерен кермета уменьшаются при увеличении содержания Fe в исходной смеси. Исследование послойного горения смесей Ti–C–Fe при содержании Fe от 0 до 40 мас. % показало роль жидкой фазы и формирование кермета TiC–Fe по механизму растворения-осаждения, влияние скорости горения и температуры горения на размер зерен TiC и структуру кермета, представляющего собой плотный спеченный композит из фаз TiC и Fe со следами интерметаллических фаз TiFe₂ и TiFe. Чтобы получить порошок из такого композита, например, для газотермического плазменного напыления покрытий, этот композит приходится измельчать [22]. Отметим, что в работе [22] был подтвержден вывод о том, что для получения двухфазного кермета TiC–Fe методом СВС из элементарных порошков Ti, C, Fe содержание железа в исходной смеси не должно превышать 60 мас. %, а для газотермического плазменного напыления рекомендован кермет состава TiC–30мас.%Fe.

Элементарные металлические порошки Ti и Fe заметно дороже оксидных порошков этих элементов, поэтому для снижения стоимости керметов TiC–Fe предприняты попытки использовать в методе СВС оксидное сырье. Но при этом приходится добавлять в СВС-шихту алюминий как металл-восстановитель и реализовывать алюминотермический СВС. Для синтеза ферромагнитных абразивных порошков использовали реакцию [1, 18]

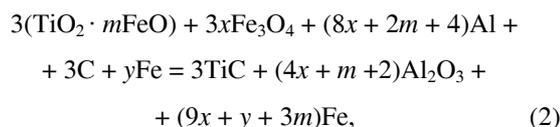


в которой добавление в исходную шихту железного порошка обусловлено тем, что алюминотермическая реакция восстановления оксида железа и титана не позволяет получить в конечном продукте 50 % ферромагнитной составляющей. Эту реакцию можно представить как совокупность реакций



Конечный продукт имел перемешанную структуру, образованную с тугоплавкими фазами TiC и Al₂O₃ мелкими включениями железа, сформированными при восстановлении оксида железа,

и крупными нерасплавившимися частицами исходного железа, плохо спеченными с остальным материалом. Однако эксплуатационная стойкость этих ФАП оказалась невысокой из-за микротрещин между Al₂O₃ и крупными частицами Fe, появление которых обусловлено плохой адгезией между ними и большим различием коэффициентов температурного расширения. Для устранения этого недостатка за счет увеличения количества железотитанового расплава в волне горения исходный диоксид титана в реакции (1) был заменен на ильменит (TiO₂·mFeO):

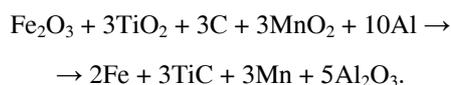


где коэффициент *m* отражал различное соотношение оксидов титана и железа в ильмените разных месторождений. В этом случае наблюдалось полное расплавление частиц исходного железа и образование промежуточного слоя TiC между Al₂O₃ и Fe с хорошей адгезией к этим фазам и соответствующим коэффициентом температурного расширения. Такой ФАП содержал два абразивных компонента – TiC и Al₂O₃; был дешевле, чем ФАП TiC–Fe, обеспечивал хорошую чистоту поверхности при высокой производительности процесса. ФАП марки «Ферабраз-3» (15 мас. % TiC + 35 % Al₂O₃ + 50 % Fe) выпускался по промышленной технологии [18].

Механизм образования кермета Al₂O₃–TiC–Fe из ильменита, алюминия и графита был исследован значительно позже с использованием метода ДТА [23]. Нагрев прессованных образцов из смеси этих порошков сопровождался первым экзотермическим пиком при 720 °С вследствие реагирования алюминия с FeTiO₃, приводящего к образованию Fe, TiO₂, Al₂O₃ и Fe₂Al₅. Дальнейшее повышение температуры до 930 °С приводило не только к трансформации TiO₂ в Ti₂O₃ и TiO, но и к превращению Fe₂Al₅ в FeAl, а также к началу образования TiC. С дальнейшим ростом температуры Ti₂O₃, TiO и алюминиды железа исчезали, а TiC, Al₂O₃ и Fe формировали конечный продукт – кермет Al₂O₃–TiC–Fe.

Как видно из реакций (1) и (2), композиционный керамико-металлический продукт алюминотермического СВС TiC–Al₂O₃–Fe содержал в своем составе оксид алюминия, что было положительным фактором для применения в качестве магнитно-абразивного материала. Но есть много областей применения, где не допускается наличие Al₂O₃ в составе кермета TiC–Fe. В этом случае алюминотермический СВС проводится с жидкофазным фа-

зоразделением и отделением шлаковой фазы Al_2O_3 от целевого литого кермета TiC–Fe (карбидостали) [4, 24, 25]. В основе этого метода лежит известный процесс получения термитного железа при сжигании смеси оксида железа с алюминием, наиболее широко применяемый для сварки рельсов, стальных труб, металлических конструкций, центрбежного литья и исправления дефектов стального литья, сопряженный с реакцией СВС карбида титана из элементного титана ($Ti + C = TiC$) или из дешевого оксида титана с восстановлением алюминием, как, например, при получении литого кермета TiC – аустенитная сталь [25]:



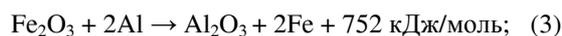
Подчеркнем, что здесь восстановителем как для Fe_2O_3 , так и для TiO_2 является только алюминий, но не углерод, который служит для образования TiC. Порошок алюминия должен быть достаточно крупным (не менее 100 мкм), чтобы обеспечить лучшее разделение шлака и слитка карбидостали, уменьшить содержание остаточного алюминия в слитке. Выход металла в слиток может превысить 70 % при увеличении массы шихты с 0,4 до 10 кг, что важно при организации производства литой карбидостали. К недостаткам метода алюминотермического СВС литого кермета TiC–Fe следует отнести ограниченное содержание TiC (как правило, не более 10 об. %), достаточно высокую пористость кермета, существенные выбросы исходной смеси порошков и продуктов реакции во время горения в открытых реакторах на воздухе.

Сопряжение реакций СВС TiC и алюминотермического восстановления Fe

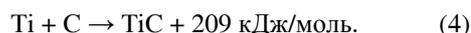
Ранее было показано, что такой простой прием, как гранулирование шихты, оказывается весьма эффективным в различных случаях применения СВС-процесса, положительно влияя как на параметры процесса горения, так и на свойства синтезируемых продуктов горения [26]. В частности, проведение процесса получения термитного железа с использованием гранулированной шихты «оксид железа – алюминий» значительно снижает выбросы во время горения в открытом реакторе на воздухе, улучшает фазоразделение жидких продуктов горения и плотность синтезируемого слитка железа [26, 27]. Ввиду этого нами было проведено исследование процесса получения порошка композита на основе железа и карбида титана из гранулированной шихты с использованием реакции восстановления железа алюминием из оксида железа [27–30].

Исходными компонентами для проведения синтеза были порошки титана ТПП-7 (частицы порошка в виде агломератов размером 160–360 мкм из кристаллитов Ti; чистота не менее 97,95 %), углерода (сажи) П-701 (0,3–0,5 мкм; 89–99 %), оксида железа (III) (0,3–40 мкм; 98 %), алюминия АКП (10–250 мкм; 98 %). Эти порошки предназначались для осуществления двух сопряженных реакций СВС-процесса:

– термитной реакции:



– реакции карбидизации:



Обе эти реакции хорошо известны, обладают большими тепловыми эффектами и способны протекать самостоятельно, независимо друг от друга в режиме горения. Из указанных порошковых компонентов составлялись СВС-шихты с различным соотношением термитной и карбидной частей: $(Ti + C) + x(Fe_2O_3 + 2Al)$, где x – массовая доля термитной части. Относительное содержание компонентов в каждой части соответствовало стехиометрическим уравнениям реакций (3) и (4). Гранулированные СВС-смеси для получения композита изготавливались двух видов. Гранулы первого вида изготавливались из единой смеси всех четырех порошков в соответствии с соотношением $(Ti + C) + x(Fe_2O_3 + 2Al)$ с заданным определенным значением x . Гранулированные СВС-смеси второго вида изготавливались из смеси отдельно приготовленных термитных $(Fe_2O_3 + 2Al)$ и карбидных $(Ti + C)$ гранул, взятых в нужном соотношении $x(Ti + C) + (Fe_2O_3 + 2Al)$. В качестве связующего во всех гранулах использовалась нитроцеллюлоза с ее содержанием в порошковой смеси 6–12 %. Очевидно, что в случае гранулированных СВС-смесей первого вида сопряженные реакции (3) и (4) не были разделены пространственно, а в случае гранулированных смесей второго вида разделены пространственно.

Сжигание гранулированных СВС-шихт проводилось в реакторе открытого типа, представленном на рисунке.

Горение гранулированных смесей первого вида с большим содержанием термитной части $Fe_2O_3 + 2Al$ и небольшим содержанием карбидной части $Ti + C$ происходило равномерно, с отсутствием выбросов исходных компонентов и продуктов реакции. Горение сопровождалось фазоразделением металлической и шлаковой (оксидной) частей. Металлический слиток представлял собой композиционный материал из частиц карбида титана в матрице из Fe_3Al . Увеличение доли карбид-

ной части в гранулах делало горение более медленным, а при содержании $Ti + C$ в количестве 15 % и более, т.е. при $x \leq 85$ %, гранулы невозможно было поджечь.

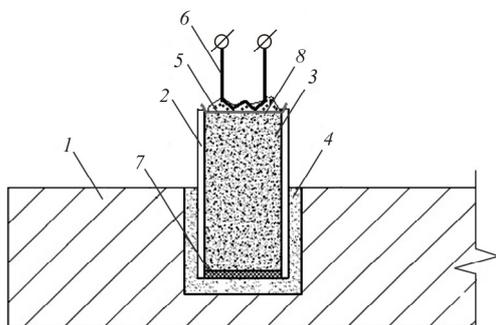


Рис. Схема реактора открытого типа: 1 – форма из огнеупорного кирпича; 2 – кварцевая трубка; 3 – реакционная смесь гранул; 4 – кварцевый песок; 5 – иницирующая смесь ($Ti + C$) для поджигания шихты; 6 – вольфрамовая спираль для запала; 7 – графитовая прокладка; 8 – фольга алюминиевая

Горение гранулированных смесей второго вида происходило также равномерно, с отсутствием выбросов, но уже при любом соотношении термитных и карбидных частей, т.е. термитных и карбидных гранул ($x = 0 \dots 100$ %). Вид получаемого продукта зависел от соотношения этих гранул в общей смеси гранул. При содержании гранул ($Ti + C$) в количестве 10 % в результате фазоразделения получались металлическая и шлаковая части, которые сравнительно легко отделялись друг от друга. При содержании гранул ($Ti + C$) ≥ 20 % продукт представлял собой смесь металла и шлака Al_2O_3 с крупными включениями TiC , фазоразделения в этом случае не происходило. При содержании гранул ($Ti + C$) ≥ 50 % продукт представлял собой сравнительно легко отделяющиеся друг от друга гранулы, по размерам схожие с исходными гранулами ($Ti + C$). Эти гранулы присутствовали в виде кластеров из спекшихся между собой гранул, сцепленных продуктами термитной реакции. Количество кластеров, их величина и прочность сцепления гранул в них уменьшались с уменьшением содержания гранул термита в исходной шихте. Для получения продукта СВС в виде гранул содержание термитных гранул в исходной шихте не должно превышать 50 %. При этом предпочтительным является размер исходных термитных и карбидных гранул 5–6 мм, так как при меньших размерах гранул 1–2 и 3–4 мм продукты реакции не удалось полностью разделить на отдельные гранулы. Рентгенофазовый анализ гранул продукта реакции при содержании в исходной смеси гранул $Ti + C \geq 50$ % показал, что он представляет собой композиционный материал с фазовым составом

$FeAl-Fe_3Al-Al_2O_3-TiC$. Из количественной оценки следовало следующее содержание фаз: TiC – 45 %, $FeAl$ – 15 %, Fe_3Al – 15 %, Al_2O_3 – 25 %. Микроструктура такого композита показала, что это матрица состава $FeAl-Fe_3Al-Al_2O_3$, в которой распределены зерна TiC . Из результатов микро-рентгеноспектрального анализа элементов в продукте реакции следовало, что содержание алюминия в соединении $FeAl$ составляет 6,79 мас. % (13,13 ат. %), что по диаграмме состояния $Fe-Al$ соответствует области существования твердого раствора алюминия в железе $Fe(Al)$, а не интерметаллида $FeAl$ [34]. Таким образом, состав полученного композита запишется как $Fe(Al)-Fe_3Al-Al_2O_3-TiC$. На основе результатов экспериментов сделан вывод о том, что образование гранул композита в процессе СВС происходит за счет инфильтрации под действием гравитационных и капиллярных сил жидких продуктов термитной реакции в гранулы карбида титана.

Интересно отметить, что с увеличением содержания термитных гранул в исходной смеси все большее число гранул продукта обнаруживало магнитные свойства. Содержание термитных гранул в 50 % было максимальным, при котором гранулы продукта можно было легко отделить друг от друга, и именно при таком соотношении исходных компонентов все гранулы продукта становились магнитными, что указывает на равномерное распределение продуктов термитной реакции по гранулам. Полученный композит измельчался в конусно-инерционной дробилке и шаровой мельнице до состояния порошка и рассеивался при помощи набора лабораторных сит. Форма частиц порошка после размола была осколочной. Структура частиц порошка после размола сохранилась, и не происходило отделения частиц карбида титана от металлокерамической матрицы, что важно для повышения абразивных свойств при применении полученного композита в качестве магнитно-абразивного материала [1].

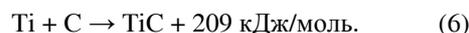
Сопряжение реакций СВС TiC и карботермического восстановления Fe

В этом случае СВС кермета $TiC-Fe$ проводится с сопряжением эндотермической реакции карботермического восстановления железа из оксида железа углеродом и экзотермической реакции карбидизации титана углеродом:

– карботермическая реакция:



– реакция карбидизации:



Для получения композита на основе железа и карбида титана с восстановлением железа из его оксида углеродом предложен способ сжигания порошковой шихты состава $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ [28, 30, 31]. При этом углерод взаимодействует как с титаном, так и с оксидом железа по реакциям (5) и (6). Общее уравнение сопряженного процесса СВС запишется следующим образом:



где x – массовая доля карботермической части $(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ СВС-шихты.

Были проведены эксперименты по сжиганию негранулированной порошковой шихты из общей смеси всех трех порошков Ti , C и Fe_2O_3 состава $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ с постепенным увеличением содержания карботермической части $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ до наступления предела горения. В качестве исходного материала были использованы порошки титана ТПП-7, углерода (сажи) П-701, оксида железа (III). Наблюдался спокойный характер протекания процесса, без выбросов исходной шихты или продуктов реакции. Измерялась массовая скорость горения, которая закономерно снижалась с 4,5 до 0,5 г/с с увеличением содержания $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в реакционной шихте и при $x = 35\%$ наступал предел стабильного горения. При содержании в исходной шихте 40–45 % $(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ горение возможно инициировать, но процесс, как правило, не идет до конца, горение останавливается. При содержании в исходной шихте $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в количестве 50 % горение инициировать невозможно.

Продуктом горения является спек из отдельных агломератов порошка композиционного материала двух видов – черных и серых, который легко поддается размолу. С увеличением содержания $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в исходной смеси порошков количество черных агломератов в продуктах реакции увеличивается. При содержании $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в исходной шихте не более 25 % черные агломераты образуются только на границе контакта с кварцевой трубкой, в которой проводится сжигание. Основная масса продукта состоит из серых агломератов. При дальнейшем увеличении содержания $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в основной массе также появляются черные агломераты и участки характерного красного цвета, указывающие на наличие непрореагировавшего оксида железа (III). По результатам рентгенофазового анализа определено, что серый порошок представляет собой композит состава Fe-TiC . Количественная оценка показала следующее содержание фаз: $\text{TiC} - 83\%$, $\text{Fe} - 17\%$. Серые агломераты по размеру 100–500 мкм близки к агломератам исходного порошка титана марки ТПП-7.

Микроструктурный и элементный анализ подтвердил отсутствие в составе серых агломератов дополнительных элементов, кроме Ti , C , Fe . В составе черного порошка кроме композита Fe-TiC обнаружены непрореагировавшие оксиды железа и углерод.

Таким образом, в результате термически сопряженного процесса СВС действительно происходит восстановление железа углеродом в эндотермической карботермической реакции (5) за счет тепла, выделяющегося в экзотермической реакции синтеза карбида титана (6). Более подробное исследование позволило сделать следующие выводы по термически сопряженному процессу карботермического СВС кермета TiC-Fe [30]:

1. Горение СВС-шихты из единой порошковой смеси $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ протекает спокойно, без выбросов реакционной смеси и продуктов реакции как в лабораторных условиях, так и при сжигании значительных масс шихты (до 500 г), что показывает отсутствие необходимости в дополнительной операции гранулирования СВС-шихты.

2. Скорость горения шихты $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ закономерно уменьшается с увеличением содержания карботермической части $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$. Предел горения в зависимости от марки исходных порошков титана (ТПП-7, ПТС, ПТМ) и углерода (сажи марки П-701 или графита марки С-3) наступает при содержании $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ от 35 до 45 %. Оптимальное содержание $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C}$ в исходной шихте для получения чистого продукта Fe-TiC составляет 25 %.

3. За счет газовой выделения в процессе синтеза продукт реакции представляет собой высокопористую легкоразмольную массу композиционного порошка на основе TiC-Fe , что подтверждает отсутствие необходимости в дополнительной операции гранулирования шихты и предотвращает спекание продукта.

4. Частицы порошка композита по своим размерам близки к исходному порошку используемой марки титана.

5. Железная окалина может быть применена в качестве источника железа вместо чистого оксида Fe_2O_3 для получения композита Fe-TiC . Процесс и результаты горения систем $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{окалина} + 3\text{C})$ и $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$ аналогичны.

Проведенные исследования показали, что синтезированные порошки керметов $\text{Fe(Al)-Fe}_3\text{Al-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ и TiC-Fe могут быть применены для магнитно-абразивной обработки и газотермического плазменного напыления износостойких покрытий [30].

Выводы

Таким образом, сопряжение реакций СВС карбида титана и восстановления железа из оксида как алюминием (алюминотермическое восстановление), так и углеродом (карботермическое восстановление) позволяет получать композиционные керамико-металлические порошки на основе карбида титана и железа (керметы системы TiC–Fe). В случае алюминотермического восстановления в качестве шихты $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al})$ необходимо использовать смесь отдельно приготовленных из исходных порошков термитных $(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al})$ и карбидных $(\text{Ti} + \text{C})$ гранул, в случае же карботермического восстановления нет необходимости прибегать к гранулированию шихты из единой смеси порошков $(\text{Ti} + \text{C}) + x(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{C})$. Горение указанных СВС-шихт в простейшем реакторе открытого типа в воздушной атмосфере протекает спокойно, без выбросов исходных веществ и продуктов СВС. Продукты горения представляют собой высокопористые легкоразмольные спеки порошков керметов $\text{Fe}(\text{Al})\text{--Fe}_3\text{Al}\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--TiC}$ или $\text{TiC}\text{--Fe}$. Представленные способы применения сопряженного процесса СВС отличаются энергосбережением, простотой технологии и оборудования, дешевыми исходными компонентами, хорошими свойствами синтезируемых порошков керметов, что определяет перспективность организации на основе этих способов конкурентоспособного промышленного производства композиционных керамико-металлических порошков на основе карбида титана и железа для их применения в качестве абразивных материалов, износостойких покрытий, исходных порошков для получения компактных износостойких изделий и заготовок методами порошковой металлургии.

Список литературы

1. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П. Карбид титана: получение, свойства, применение. – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
2. Review of TiC reinforced steel composites / K.I. Parashivamurthy, R.K. Kumar, S. Seetharamu, M.N. Chandrasekharaiah // *J. of Mater. Sci.* – 2001. – Vol. 36. – P. 4519–4530.
3. Solidification microstructure of in-situ laser-synthesized Fe–TiC hard coating / A. Khalili, M. Goodarzi, M. Mojtahedi, M.J. Torkamany // *Surf. and Coat. Techn.* – 2016. – Vol. 307A. – P. 747–752.
4. Das K., Bandhopadhyay T.K., Das S. A review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites // *J. of Mater. Sci.* – 2002. – Vol. 37. – P. 3881–3892.
5. Jing W., Yisan W. In-situ production of Fe–TiC composite // *Mater. Lett.* – 2007. – Vol. 61. – P. 4393–4395.
6. Kim J.M., Park J.S., Yun H.S. Microstructure and properties of TiC nanoparticle-reinforced iron-matrix composites // *Strength of Mater.* – 2014. – № 2. – P. 177–182.
7. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system / H. Zhu, K. Dong, H. Wang, J. Huang, J. Li, Z. Xie // *Powder Techn.* – 2013. – Vol. 246. – P. 456–461.
8. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering / J. Lee, D. Lee, M.H. Song, W. Rhee, H.J. Ryu, S.H. Hong // *J. of Mater. Sci. & Techn.* – URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.03.006> (accessed 6 March 2017).
9. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering / B. Li, Y. Liu, H. Cao, L. He, J. Li // *Mater. Lett.* – 2009. – Vol. 63. – P. 2010–2012.
10. Kattamis T.Z., Sukanuma T. Solidification processing and tribological behavior of particulate TiC-ferrous matrix composites // *Mater. Sci. and Eng.* – 1990. – Vol. A128. – P. 241–252.
11. Terry B.S., Chinyamakobvu O.S. In situ production of Fe–TiC composite by reactions in liquid iron alloys // *J. of Mater. Sci. Lett.* – 1991. – Vol. 10. – P. 628–629.
12. Popov A.A., Gasik M.M. Rapidly solidified Fe–TiC composites: thermodynamics and the peculiarities of microstructure formation in situ // *Scripta Materialia.* – 1996. – Vol. 35. – P. 629–634.
13. The effect of production method on properties of Fe–TiC composite / M. Razavi, M.S. Yaghmaee, M.R. Rahimpour, S.S. Razavi-Tousi // *Int. J. of Mineral Proc.* – 2010. – Vol. 94, no. 3–4. – P. 97–100.
14. Terry B.S., Chinyamakobvu O.S. Carbothermic reduction of ilmenite and rutile as means of production of iron based Ti(O,C) metal matrix composites // *Mater. Sci. and Techn.* – 1991. – Vol. 7. – P. 842–848.
15. Chen Y. Ball milling assisted low temperature formation of iron–TiC composite // *Scripta Materialia.* – 1997. – Vol. 36. – P. 989–993.
16. Mechanochemical synthesis of Fe–TiC composite from Egyptian ilmenite ore / M.H. El-Sadek, M.B. Morsi, K. El-Barawy, H.A. El-Didamony // *Int. J. of Mineral Proc.* – 2013. – Vol. 120. – P. 39–42.
17. Chrysanthou A. Self-propagating high-temperature synthesis of iron- and copper-matrix cermets // *Adv. in Sci. and Techn.* – 2010. – Vol. 63. – P. 273–281.
18. Дядько Е.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композиционных материалов на основе карбида титана и оксида алюминия для абразивной и магнитно-абразивной обработки: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.06 / Ин-т проблем материаловедения им. И.Н. Францевича. – Киев, 1988. – 19 с.
19. Characteristics of combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // *J. of Mater. Sci.* – 1994. – Vol. 29. – P. 4993–4998.
20. Preparation of Fe–TiC composites by the thermal explosion mode of combustion synthesis / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // *Ceram. Int.* – 1997. – Vol. 23. – P. 185–189.

21. Study on the synthesis and structural characterization of the cermets TiC/Fe by self-propagating high-temperature and by thermal explosion / B. Bendjemil, K. Zemmour, M. Guerioune, A. Gunth, A. Leonhardt, P. Langlois, D. Vrel // *Int. J. of Self-propagating High-temperature Synthesis*. – 2006. – Vol. 15, № 1. – P. 85–98.

22. Self-propagating combustion synthesis and plasma spraying deposition of TiC–Fe powders / R. Licheri, R. Orru, G. Cao, A. Crippa, R. Scholz // *Ceram. Int.* – 2003. – Vol. 29. – P. 519–526.

23. Khoshhal R., Soltanieh M., Boutorabi M.A. Formation mechanism and synthesis of Fe–TiC/Al₂O₃ composite by ilmenite, aluminum and graphite // *Int. J. of Refract. Metals and Hard Mater.* – 2014. – Vol. 45. – P. 53–57.

24. Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S. Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites // *J. of Mater. Proc. Techn.* – 2002. – Vol. 127, № 2. – P. 131–139.

25. In situ TiC-reinforced austenitic steel composite by self-propagating high temperature synthesis / D.S. Gowtam, M. Ziyuddin, M. Mohape, S.S. Sontakke, V.P. Deshmukh, A.K. Shah // *Int. J. of Self-propagating High-temperature Synthesis*. – 2007. – Vol. 16, № 2. – P. 70–78.

26. Effect of batch pelletizing on a course of SHS reactions: an overview / A.P. Amosov, A.G. Makarenko, A.R. Samboruk, B.S. Seplyarskii, A.A. Samboruk, I.O. Gerasimov, A.V. Orlov, V.V. Yatsenko // *Int. J. of Self-propagating High-temperature Synthesis*. – 2010. – Vol. 19, № 1. – P. 70–77.

27. Яценко В.В. Горение гранулированной железоалюминиевой термитной смеси при получении железа и его композита с карбидом титана: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.04.17 / Самар. гос. техн. ун-т. – Самара, 2011. – 19 с.

28. Fabrication of composite powders based on titanium carbide and iron by SHS with reducing stage / A.P. Amosov, A.R. Samboruk, I.V. Yatsenko, V.V. Yatsenko // XIII Int. Symp. on Self-propagating High-Temperature Synthesis, October 12–15 2015, Antalya, Turkey. – Antalya: Abstract Book, 2015. – P. 95–96.

29. Яценко И.В., Самборук А.Р., Кузнец Е.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез гранул композита FeAl–Fe₃Al–Al₂O₃–TiC // *Вестник Самарского государственного технического университета*. – 2017. – № 1(53). – С. 165–173.

30. Яценко И.В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез керамико-металлических композиционных порошков на основе карбида титана и железа: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.04.17 / Самар. гос. техн. ун-т. – Самара, 2017. – 16 с.

31. Fe reduction by carbon during self-propagating high-temperature synthesis of Fe–TiC composite / I.V. Yatsenko, V.V., Yatsenko, A.P. Amosov, A.R. Samboruk // *Key Eng. Mater.* – 2016. – Vol. 685. – P. 768–771.

References

1. Kiparisov S.S., Levinskii Iu.V., Petrov A.P. Карбид титана: получение, свойства, применение [Carbide of the titan: receiving, properties, application]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 216 p.

2. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review of TiC reinforced steel composites. *Journal of Material Science*, 2001, vol. 36, pp. 4519–4530.

3. Khalili A., Goodarzi M., Mojtahedi M., Torkamany M.J. Solidification microstructure of insitu laser-synthesized Fe–TiC hard coating. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 307A, pp. 747–752.

4. Das K., Bandhopadhyay T.K., Das S. A review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites. *Journal of Material Science*, 2002, vol. 37, pp. 3881–3892.

5. Jing W., Yisan W. In-situ production of Fe–TiC composite. *Materials Letters*, 2007, vol. 61, pp. 4393–4395.

6. Kim J.M., Park J.S., Yun H.S. Microstructure and properties of TiC nanoparticle-reinforced iron-matrix composites. *Strength of Materials*, 2014, no. 2, pp. 177–182.

7. Zhu H., Dong K., Wang H., Huang J., Li J., Xie Z. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system. *Powder Technology*, 2013, vol. 246, pp. 456–461.

8. Lee J., Lee D., Song M.H., Rhee W., Ryu H.J., Hong S.H. Insitu synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering. *Journal of Materials Science and Technology*. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.03.006> (accessed 6 March 2017).

9. Li B., Liu Y., Cao H., He L., Li J. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering. *Materials Letters*, 2009, vol. 63, pp. 2010–2012.

10. Kattamis T.Z., Sukanuma T. Solidification processing and tribological behavior of particulate TiC-ferrous matrix composites. *Materials Science and Engineering*, 1990, vol. A128, pp. 241–252.

11. Terry B.S., Chinyamakobvu O.S. In situ production of Fe–TiC composite by reactions in liquid iron alloys. *Journal of Materials Science Letters*, 1991, vol. 10, pp. 628–629.

12. Popov A.A., Gasik M.M. Rapidly solidified Fe–TiC composites: thermodynamics and the peculiarities of microstructure formation in situ. *Scripta Materialia*, 1996, vol. 35, pp. 629–634.

13. Razavi M., Yaghmaee M.S., Rahimpour M.R., Razavi-Tousi S.S. The effect of production method on properties of Fe–TiC composite. *International Journal of Mineral Processing*, 2010, vol. 94, no. 3–4, pp. 97–100.

14. Terry B.S., Chinyamakobvu O.S. Carbothermic reduction of ilmenite and rutile as means of production of iron based Ti(O,C) metal matrix composites. *Materials Science and Technology*, 1991, vol. 7, pp. 842–848.

15. Chen Y. Ball milling assisted low temperature formation of iron–TiC composite. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 36, pp. 989–993.

16. El-Sadek M.H., Morsi M.B., El-Barawy K., El-Didamony H.A. Mechanochemical synthesis of Fe–TiC composite from Egyptian ilmenite ore. *International Journal of Mineral Processing*, 2013, vol. 120, pp. 39–42.

17. Chrysanthou A. Selfpropagating high-temperature synthesis of iron- and copper-matrix cermets. *Advances in Science and Technology*, 2010, vol. 63, pp. 273–281.

18. Diad'ko E.G. Samorasprostraniayushchiisa vysokotemperaturnyi sintez kompozitsionnykh materialov na osnove karbida titana i oksida aliuminiia dlia abrazivnoi i magnitno-abrazivnoi obrabotki [The self-extending high-temperature synthesis of composite materials on the basis of carbide of the titan and oxide of aluminum for abrasive and magnetic and abrasive processing]. Abstract Ph. D. thesis. Kiev, 1988, 19 p.

19. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Characteristics of combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites. *Journal of Material Science*, 1994, vol. 29, pp. 4993–4998.

20. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Preparation of Fe–TiC composites by the thermal explosion mode of combustion synthesis. *Ceramics International*, 1997, vol. 23, pp. 185–189.

21. Bendjemil B., Zemmour K., Guerioune M., Gunth A., Leonhardt A., Langlois P., Vrel D. Study on the synthesis and structural characterization of the cermets TiC/Fe by self-propagating high-temperature and by thermal explosion. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2006, vol. 15, no. 1, pp. 85–98.

22. Licheri R., Orru R., Cao G., Crippa A., Scholz R. Self-propagating combustion synthesis and plasma spraying deposition of TiC–Fe powders. *Ceramics International*, 2003, vol. 29, pp. 519–526.

23. Khoshhal R., Soltanieh M., Boutorabi M.A. Formation mechanism and synthesis of Fe–TiC/Al₂O₃ composite by ilmenite, aluminum and graphite. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2014, vol. 45, pp. 53–57.

24. Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S. Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 127, no. 2, pp. 131–139.

25. Gowtam D.S., Ziyauddin M., Mohape M., Sontakke S.S., Deshmukh V.P., Shah A.K. In situ TiC-reinforced austenitic steel composite by self-propagating high temperature synthesis. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2007, vol. 16, no. 2, pp. 70–78.

26. Amosov A.P., Makarenko A.G., Samboruk A.R., Seplyarskii B.S., Samboruk A.A., Gerasimov I.O., Orlov A.V., Yatsenko V.V. Effect of batch pelletizing on a course of SHS reactions: an overview. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2010, vol. 19, no. 1, pp. 70–77.

27. Iatsenko V.V. Gorenje granulirovannoi zhelezoaluminievoi termitnoi smesi pri poluche-nii zheleza i ego kompozita s karbidom titana [Burning of the granulated zhelezoaluminiumyevy thermite mix when receiving iron and its composite with carbide of the titan]. Abstract Ph. D. thesis. Samara, 2011, 19 p.

28. Amosov A.P., Samboruk A.R., Yatsenko I.V., Yatsenko V.V. Fabrication of composite powders based on titanium carbide and iron by SHS with reducing stage. *XIII International Symposium on Self-propagating High-Temperature Synthesis, October 12–15 2015, Antalya, Turkey*. Antalya: Abstract Book, 2015, pp. 95–96.

29. Iatsenko I.V., Samboruk A.R., Kuznets E.A. Samorasprostraniayushchiisa vysokotemperaturnyi sintez

granul kompozita FeAl–Fe₃Al–Al₂O₃–TiC [The self-extending high-temperature synthesis of granules of a composite of FeAl–Fe₃Al–Al₂O₃–TiC]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2017, no. 1(53), pp. 165–173.

30. Iatsenko I.V. Samorasprostraniayushchiisa vysokotemperaturnyi sintez keramiko-metallicheskih kompozitsionnykh poroshkov na osnove karbida titana i zheleza [The self-extending high-temperature synthesis of keramiko-metal composite powders on the basis of carbide of the titan and iron]. Abstract Ph. D. thesis. Samara, 2017, 16 p.

31. Yatsenko I.V., Yatsenko V.V., Amosov A.P., Samboruk A.R. Fe reduction by carbon during self-propagating high-temperature synthesis of Fe–TiC composite. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 685, pp. 768–771.

Получено 15.10.18

Опубликовано 20.12.18

Сведения об авторах

Амосов Александр Петрович (Самара, Россия) – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов Самарского государственного технического университета; e-mail: egundor@yandex.ru.

Самборук Анатолий Романович (Самара, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов Самарского государственного технического университета; e-mail: samboruk55@mail.ru.

Яценко Игорь Владимирович (Самара, Россия) – научный сотрудник кафедры металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов Самарского государственного технического университета; e-mail: igor_yxxx@inbox.ru.

Яценко Владимир Владимирович (Самара, Россия) – кандидат технических наук, научный сотрудник кафедры металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов Самарского государственного технического университета; e-mail: vladimir.yatsenko@inbox.ru.

About the authors

Alexander P. Amosov (Samara, Russian Federation) – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University; e-mail: egundor@yandex.ru.

Anatoly R. Samboruk (Samara, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University; e-mail: samboruk55@mail.ru.

Igor V. Yatsenko (Samara, Russian Federation) – Researcher of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University; e-mail: igor_yxxx@inbox.ru.

Vladimir V. Yatsenko (Samara, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Researcher of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University; e-mail: vladimir.yatsenko@inbox.ru.