

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ СВС ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ IN SITU АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ДИСКРЕТНО АРМИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА ТИТАНА

Обзор

© 2016 г. А.П. Амосов, А.Р. Луц, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин

Самарский государственный аэрокосмический университет (СГАУ)
им. акад. С.П. Королева (национальный исследовательский университет)

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Статья поступила в редакцию 10.06.15 г., доработана 21.09.15 г., подписана в печать 23.09.15 г.

Дан обзор видов и методов получения дискретно армированных алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ), широкое применение которых сдерживается целым рядом нерешенных проблем: высокой стоимостью как армирующих элементов, так и всего технологического процесса изготовления композитов; не всегда достаточным уровнем прочностных свойств, особенно при повышенных температурах; неравномерностью распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, недостаточной прочностью их связи с ней. Обсуждено, какой вклад в решение этих проблем может внести применение процессов *in situ*, в том числе процесса СВС, для получения литых наноструктурных АМКМ. Более детально это показано на конкретном примере композита Al–10%TiC, дискретно армированного наноразмерными частицами карбида титана.

Ключевые слова: композиционный материал, алюминий, расплав, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Амосов А.П. – докт. физ.-мат. наук, проф., зав. кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34), зав. кафедрой металлургии, порошковой металлургии, наноматериалов (МПМН) СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: egundor@yandex.ru.

Луц А.Р. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, доцент кафедры материаловедения и товарной экспертизы СамГТУ. Тел. (846) 333-37-21. E-mail: alya_luts@mail.ru.

Латухин Е.И. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. кафедры ТМиАМ СГАУ, доцент кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Ермошкин А.А. – аспирант кафедры МПМН СамГТУ. Тел.: (846) 242-28-89. E-mail: nerev89@ya.ru.

Для цитирования: Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А. Применение процессов СВС для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 39–49. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-39-49.

Amosov A.P., Lutz A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A.

Application of SHS processes for the production of *in situ* aluminum matrix composites discretely reinforced with nanosized titanium carbide particles. Review

The study reviews forms and methods of discretely reinforced aluminum matrix composites (AMCs) production which cannot be widely applied due to a number of unresolved problems, such as high cost of both reinforcing elements and the entire process of composites production; level of strength properties is not always sufficient especially at high temperatures; uneven distribution of reinforcing particles throughout aluminum matrix, insufficient strength of their bonding with the matrix. The use of *in situ* processes and their potential contribution to the solution of these problems is discussed including SHS process for the production of cast nanostructured AMCs. A specific example of Al–10%TiC composite discretely reinforced with nanosized titanium carbide particles illustrates this in detail.

Key words: composite material, aluminum, melt, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis.

Amosov A.P. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof., head of Department of metals technology and aviation materials science of Samara State Aerospace University (SSAU) (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34), head of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244). Tel.: (846) 242-28-89. E-mail: egundor@yandex.ru.

Luts A.R. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Department of metals technology and aviation materials science of SSAU, associate prof. of Department of materials science and commodity expertise of SSTU. Tel.: (846) 333-37-21. E-mail: alya_luts@mail.ru.

Latukhin E.I. – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher of Department of metals technology and aviation materials science of SSAU, associate prof. of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of SSTU. Tel.: (846) 242-28-89. E-mail: evgelat@yandex.ru.

Ermoshkin A.A. – postgraduate of Department of metals science, powder metallurgy, nanomaterials of SSTU. E-mail: nerev89@ya.ru.

Citation: Amosov A.P., Lutz A.R., Latukhin E.I., Ermoshkin A.A. Primenenie protsessov SHS dlya polucheniya *in situ* alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materialov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi chastitsami karbida titana: Obzor. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 39–49. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-39-49.

Введение

Значительный интерес к алюмоматричным композиционным материалам (АМКМ), в первую очередь в транспортном машиностроении, обусловлен их малой плотностью, высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, демпфирующей способностью и хорошими технологическими свойствами [1–3]. Они занимают первое место по объему применения среди металломатричных композитов и используются в автомобилестроении для изготовления поршней дизельных двигателей (Toyota), цилиндрических вкладышей (Honda Prelude), ведущего вала (General Motors), дисков заднего тормоза (Plymouth Prowler, Lotus Elise, Volkswagen Lupo) и многих других изделий, а также в авиастроении — для изготовления крышек люков, конструктивных элементов фюзеляжа, механических и гидравлических систем и т.д. При этом наиболее широко используются АМКМ, дисперсно армированные керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 и карбида кремния SiC [4–6]. Дисперсно армированные КМ выгодно отличаются от волокнистых и слоистых изотропией своих свойств, универсальностью и сравнительной простотой технологии изготовления с возможностью применения автоматизации. Введение в структуру пластичных сплавов алюминия тугоплавких, высокопрочных и высокомодульных керамических частиц, не растворяющихся в матричном металле, обеспечивает высокие механические свойства, в том числе в условиях действия повышенных температур (до 500 °С), при сохранении малого удельного веса и других свойств алюминия.

Однако более широкое использование АМКМ сдерживается целым рядом нерешенных проблем. К ним относится высокая стоимость как армирующих элементов, в том числе и порошковых, так и всего технологического процесса изготовления композитов [6]. Необходимо повышать уровень прочностных свойств АМКМ, так как он часто оказывается недостаточным, особенно при повышенных температурах. Для этого необходимо увеличивать равномерность распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, их смачиваемость алюминием, прочность связи (адгезию) с матрицей [7, 8]. Прочность композита может быть повышена также за счет регулирования параметров дисперсности: роста объемной доли или уменьшения размеров армирующих час-

тиц [9]. Однако надо иметь в виду, что увеличение объемной доли керамических частиц микрометрового размера от 0,5 до 50 мкм для армирования алюминиевых сплавов наряду с положительными эффектами приводит и к таким недостаткам, как низкая трещиностойкость, невысокие твердость и прочность при повышенных температурах, плохая механическая обрабатываемость [10].

Значительно более перспективным выглядит другое направление повышения прочности АМКМ — уменьшение размеров армирующих частиц, переход к использованию наночастиц вместо частиц микрометрового размера. В связи с этим в последние годы особое внимание уделяется получению алюмоматричных композиционных сплавов с наноразмерными частицами армирующей фазы (от 1 до 100 нм) [11–14]. В работе [14] приводятся наиболее часто применяемые тугоплавкие керамические соединения для формирования наноразмерной упрочняющей фазы: оксиды (Al_2O_3 , Y_2O_3), карбиды (SiC, TiC), нитриды (Si_3N_4 , AlN), гидриды (TiH_2) и бориды (TiB_2). Например, введение в алюминиевый расплав всего 1 % наноразмерных частиц Al_2O_3 позволяет повысить механические свойства композиционного сплава на такой же уровень, как и при введении 10 % микрометровых (13 мкм) частиц SiC [11]. Уникальное повышение механических характеристик даже при малых объемах вводимых наночастиц объясняется действием других механизмов упрочнения, чем в случае частиц микрометровых размеров: распределением нагрузки между пластичной матрицей и твердыми частицами, причем увеличение механических свойств прямо пропорционально зависит от объемной доли последних [14]; упрочнением Петча-Холла, определяемым ролью нанодисперсных частиц как центров кристаллизации сплава [15]; действием механизма Орована, суть которого в том, что сопротивление сдвигу возрастает с уменьшением расстояния между частицами [16]; несовпадением коэффициента термического расширения и модуля упругости между упрочняющими частицами и материалом матрицы во время охлаждения материала, что приводит к образованию дополнительных дислокаций в объеме сплава [14]; совокупным действием всех этих механизмов. Следует подчеркнуть, что использование наноразмерных армирующих частиц может помочь решить еще одну очень важную проблему АМКМ — их сравнительно малые пластичность и трещиностойкость, особенно при повышенных значениях прочности [17].

Цель настоящей обзорной работы — на основе анализа публикаций последних лет по методам получения и исследованию свойств АМКМ показать, какой вклад в решение перечисленных проблем может внести применение процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана. Выбор карбида титана TiC обусловлен тем, что он не так детально изучен в качестве армирующей фазы по сравнению с оксидом алюминия (Al_2O_3) и карбидом кремния (SiC), а также тем, что TiC — единственный из применяемых в настоящее время порошковых армирующих компонентов, который имеет кристаллическую решетку ГЦК, совпадающую с решеткой α -Al и отличающуюся от нее размером всего на 6,93 % [18]. Вследствие этого соблюдается известный принцип структурного и размерного соответствия П.Д. Данкова, согласно которому при охлаждении расплава частицы TiC, обладающие наиболее высокой температурой плавления 3433 К, могут служить центрами кристаллизации (инокуляторами) для алюминиевых сплавов. Кроме того, частицы TiC могут формировать барьеры на пути растущих кристаллов алюминиевых сплавов, тормозя их рост в охлаждающемся расплаве. В результате действия обоих механизмов измельчения структурных составляющих сплавов частицы карбида титана обладают сильным модифицирующим действием, повышая прочностные и пластические свойства алюминиевых сплавов. Считается, что лигатура системы Al—Ti—C может эффективно заменить широко распространенную лигатуру системы Al—Ti—B [19]. Имея наиболее высокие прочность, твердость, термодинамическую стабильность, частицы TiC могут придать композициям системы Al—TiC комплекс свойств, превосходящий все другие дисперсно армированные системы на алюминиевой матрице [20].

Методы получения АМКМ

Способы производства АМКМ, упрочненных наноразмерными керамическими частицами, подразделяют на твердо- и жидкофазные, в зависимости от состояния матричного металла [1, 6].

К твердофазным методам изготовления АМКМ относятся методы порошковой металлургии, механического легирования в высокоэнергетических

размольных агрегатах, трения с перемешиванием поверхностных слоев и диффузионной сварки. Эти методы позволяют использовать сравнительно большие объемы армирующей фазы, которая к тому же может быть плохо смачиваема расплавом алюминия, избежать образования нежелательных хрупких фаз при реагировании наполнителя с расплавом, добиться равномерного распределения армирующих частиц в матрице, но применение этих методов в настоящее время ограничено высокой стоимостью, связанной в основном со сложностью и энергозатратностью процесса получения [6].

Жидкофазные методы на сегодняшний день признаны гораздо более доступными и эффективными, так как позволяют использовать простейшее и недорогое оборудование литейного производства [1, 4, 6]. Кроме того, литые композиты по сравнению с «твердофазными» обладают более сильной адгезионной межфазной связью, необходимой для придания высоких механических свойств конечным АМКМ [7]. При этом важную роль играет применение флюса, который на поверхности раздела Al-расплава с частицей TiC растворяет поверхностные оксиды, и Al кристаллизуется на чистой, свежей поверхности TiC [7]. Жидкофазное соединение компонентов композиционных сплавов может осуществляться как введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex situ*), так и за счет проведения химической реакции синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве (*in situ*). Самый распространенный *ex situ* метод — механическое замешивание дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну с помощью специальных устройств [1, 4, 6]. В этом случае свойства АМКМ определяются не только природой, объемной долей, формой наночастиц и их взаимодействием с матрицей, но и такими технологическими факторами, как режимы замешивания, соотношение объемов твердой и жидкой фаз в процессе замешивания, вид подготовки частиц перед введением в расплав и пр. Следует отметить, что реализация этого способа зачастую сопряжена с рядом трудностей технологического характера, связанных, например, с плохой смачиваемостью вводимых наночастиц расплавом и их склонностью к «комкованию», приводящей к недостаточному уровню адгезионной связи между матрицей и армирующей фазой [21]. Кроме того, в процессе активного механического перемешивания происходят

сильное газонасыщение и окисление матричного расплава, что приводит к повышенной пористости композиционных отливок. И хотя существует немало предложений по преодолению указанных технологических проблем (например, ввод частиц струей инертного газа [22] или воздействие ультразвуковой кавитации на расплав [23]), все же вопросы о влиянии количества, фазового состава и условий введения в расплав наночастиц остаются нерешенными и находятся в стадии открытой дискуссии [24].

В случае методов *in situ* при проведении химических реакций синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве обеспечиваются высокая термодинамическая стабильность, более плотный контакт и хорошая связь (адгезия) между фазами композиционного сплава, так как эти фазы не вносятся извне с поверхностями, обычно загрязненными оксидами и адсорбированными газами, и влагой, а образуются непосредственно в объеме расплава, не контактируют с атмосферой, не содержат влаги и имеют свежие чистые поверхности [8, 9]. При получении *in situ* композита Al—TiC в расплаве алюминия осуществляют разнообразные химические реакции синтеза TiC. Это может быть синтез с использованием как чистого металлического титана ($Ti + C$), так и его солей ($TiO_2 + C$; $K_2TiF_6 + C$), причем в случае солей размер синтезируемых частиц TiC может быть значительно меньше [8, 25, 26]. Основным недостатком методов *in situ* может быть неравномерное распределение синтезированных армирующих частиц в матрице — они образуют скопления и агломераты по границам зерен алюминиевого матричного сплава [8, 19, 26, 27]. Для преодоления этого недостатка используются такие приемы, как ультразвуковая обработка расплава при синтезе АМКМ или последующее пластическое деформирование полученного слитка АМКМ (ковка или прокатка, особенно при различной скорости вращения валков) [26, 28, 29].

Литые АМКМ перспективны для широкого практического применения в различных областях, однако объемы их промышленного использования пока не адекватны их технико-эксплуатационным возможностям. В значительной степени это связано с несовершенством технологии получения литых АМКМ с дискретным армированием керамическими нанопорошками, а также высокой стоимостью этих нанопорошков [4, 30].

Применение процесса СВС для получения *in situ* АМКМ

Заметный вклад в решение указанных выше проблем может внести использование достижений простой энергосберегающей порошковой технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза твердых химических соединений (карбидов, боридов, нитридов, оксидов и др.) и материалов на их основе [31]. Как показано в работе [32], процесс СВС может быть применен для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами, по трем направлениям: 1) синтез менее дорогих керамических нанопорошков для последующего их ввода в матричный расплав (*ex situ*); 2) ввод готовых керамических наночастиц в матричный расплав (*ex situ*) с использованием процесса СВС, создающего большой градиент температуры и химического потенциала и этим способствующего смачиванию и равномерному распределению наночастиц; 3) синтез недорогих армирующих керамических наночастиц непосредственно в расплаве алюминия (*in situ*) с обеспечением их хорошей адгезии к матрице.

Анализ первого направления представлен в работе [33] на примере применения нанопорошковой продукции азидной технологии СВС для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов *ex situ*. Второе направление еще ждет своего подробного исследования. Третье направление анализируется в настоящей работе.

В 1991 г. были опубликованы полученные в СамГТУ первые результаты по осуществлению процесса СВС в расплаве алюминия для получения модифицирующих лигатур. Стехиометрические смеси порошков алюминия и переходных металлов ($3Al + Ti$) или ($3Al + Zr$) прессовались в брикеты и вводились в расплав. Нагрев в расплаве приводил к возникновению процесса СВС в брикетах с искро- и газовыделением из расплава и образованием интерметаллидов $TiAl_3$ или $ZrAl_3$, которые интенсивным размешиванием распределялись по объему расплава в виде частиц интерметаллидов с размером от 5 до 20 мкм (*in situ* образование частиц интерметаллидов в расплаве) [34].

В дальнейших работах была исследована возможность применения процесса СВС для получения *in situ* алюминиевых сплавов более сложного состава — в первую очередь, широко используемой

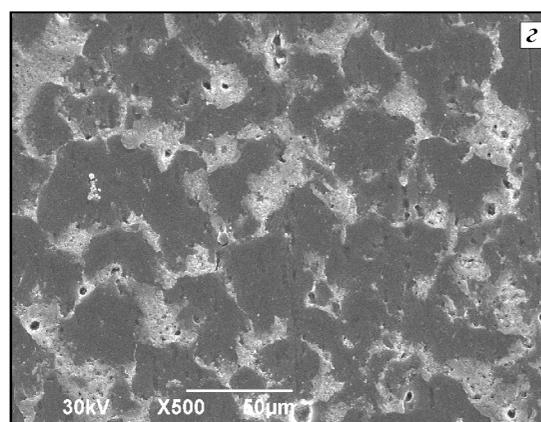
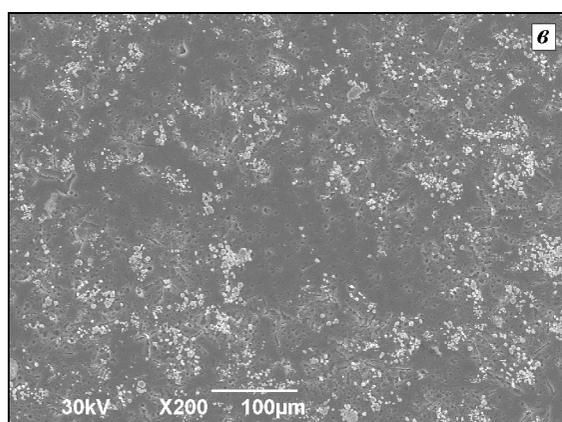
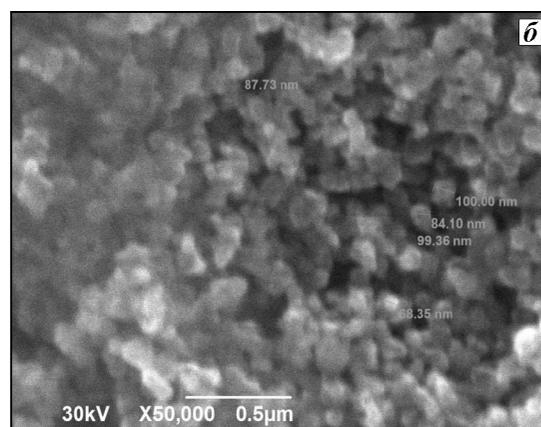
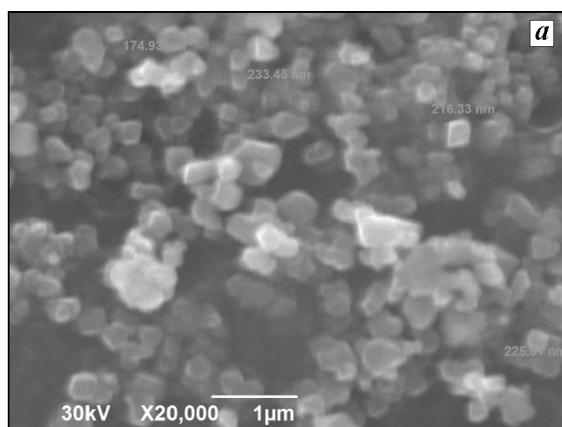
модифицирующей лигатуры состава Al–5%Ti–1%B (здесь и далее приводятся мас.%). Порошки алюминия, титана и бора смешивались в стехиометрическом соотношении и в насыпном виде в алюминиевой фольге вводились в расплав алюминия для осуществления СВС-реакции $3Al + 2Ti + 2B = TiAl_3 + TiB_2$ [35].

Систематические исследования возможности применения процесса СВС для получения *in situ* алюмоматричных композитов Al–TiC проводятся в СамГТУ с 2001 г. Использование стехиометрической смеси порошков титана и углерода с добавлением в качестве флюса криолита Na_3AlF_6 в количестве 0,1 % от массы плавки позволило реализовать процесс СВС в расплаве алюминия с температурой 900 °С для получения *in situ* композиционного сплава Al–TiC с массовой долей до 20 % армирующей фазы в виде большого количества включений TiC размером $\sim 2\div 4$ мкм [36, 37]. Сплав с содержанием 10 % TiC показал наилучшее сочетание механических свойств, поэтому дальнейшие исследования проводились в направле-

нии применения классических приемов нанотехнологии СВС с целью увеличения дисперсности карбидной фазы в композите Al–10%TiC. К таким приемам относятся разбавление шихты инертными добавками, замена исходных порошков чистых элементов на их прекурсоры, т.е. химические соединения, использование флюсов и т.д. [38].

В работе [39] исследовалось влияние на дисперсность синтезируемой *in situ* в расплаве алюминия фазы карбида титана TiC таких факторов, как дисперсность порошка титана в исходной СВС-смеси Ti + C, добавление флюса и порошка алюминия в исходную СВС-смесь, замена части металлического порошка Ti на галоидную титансодержащую соль Na_2TiF_6 .

Было показано, что применение таких простых технологических приемов, как использование хлоридсодержащего флюса MX3 (30–35 % NaCl, 52–57 % KCl, 10–13 % Na_2SiF_6) в количестве 0,1 %, крупной фракции 100–240 мкм порошка титана марки ТПП-7 и добавление порошка алюминия марки ПА-4 в количестве 5 %, позволяет на поря-



Микроструктура образцов сплава Al–10%TiC, синтезированных на основе СВС-смесей
а, в – 100%(Ti + C) + 5%Al + 0,1% Na_3AlF_6 ; **б, г** – 80%Ti + 20% Na_2TiF_6 + C

док уменьшить размер синтезируемых в расплаве алюминия частиц карбидной фазы с 2–4 мкм до 0,17–0,35 мкм, т.е. достичь уровня ультрадисперсной армирующей фазы в литом композите Al–10%TiC. А замена металлического титана в составе СВС-смеси в количестве 20 % на галоидную титаносодержащую соль Na_2TiF_6 дает возможность синтезировать в расплаве наночастицы карбида титана размером менее 100 нм, т.е. достичь уровня нанодисперсной армирующей фазы в этом композите. Подтверждением этому могут служить микроструктуры образцов, представленные на рис. а, б, где указаны размеры частиц TiC [39]. Однако из рис. в, г при меньшем увеличении видно, что ультрадисперсные и наноразмерные частицы TiC распределены неравномерно по объему композита — они в виде скоплений частиц концентрируются в основном по границам зерен алюминиевого сплава, что соответствует результатам других работ [8, 19, 26, 27].

В частности, такое распределение является характерным для модифицирующей лигатуры Al–Ti–C с субмикрометровыми частицами TiC, обладающей при этом хорошими модифицирующими свойствами [19, 40]. Это дает возможность рассматривать полученные образцы не только как композиционный сплав, но и как модифицирующую лигатуру. Рентгенофазовый анализ показал наличие в полученных образцах только двух фаз — Al и TiC [39]. Но в ходе дальнейших исследований обнаружилось, что образцы, полученные с 20 % соли Na_2TiF_6 , могут содержать до 10 % примесной фазы соли хиолита $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ [41]. Наличие этой соли в роли флюса может быть полезным при использовании композита Al–10%TiC как модификатора алюминиевых сплавов, но может ухудшать свойства композита при его использовании в качестве конструкционного материала.

Свойства наноструктурных СВС-композитов Al–10%TiC

В дополнение к результатам работы [39] приведем коррозионные и механические характеристики композиционных сплавов Al–10%TiC, полученных по методике, изложенной в работе [39]. СВС-шихту в виде смеси порошков в алюминиевой фольге вводили в расплав алюминия марки А7 с температурой 900 °С. При проведении всех плавок наблюдалась стабильно интенсивная реакция СВС карбида титана с искро- и газовыделением, с

увеличением температуры расплава в ходе реакции до 1250 °С. После окончания синтеза расплав заливали в вафельную чугунную изложницу. Для осуществления испытаний на коррозионную стойкость из слитков изготавливали плоские образцы размерами 40×10×4 мм с отверстием под захват, которые помещались в кюветку с агрессивной средой. Продолжительность испытания в модельной среде H_2S составляла 100 ч, при этом кислотность среды поддерживалось $\text{pH} \sim 4,5$, концентрация сероводорода составляла порядка 800 мг/л. После испытания образцы повторно взвешивались и рассчитывалась скорость коррозии. Пределы прочности и текучести, относительные удлинение и сужение определялись по диаграммам растяжения образцов композиционного сплава Al–10%TiC на разрывной машине Р-5 (длина рабочей части образца — 35 мм, диаметр — 5 мм). Твердость образцов по Бринеллю определялась на твердомере ТШ-2М при нагрузке 102,6 кг (диаметр шарика — 2,5 мм, время нагружения — 20 с).

Результаты исследований коррозионных и механических характеристик композитов Al–10%TiC приведены в табл. 1, 2. Образцы, синтезированные на основе шихты Ti + C + 5 % Al + 0,1 % Na_3AlF_6 , обозначены символом (*), а с использованием шихты 80 % Ti + C + 20 % Na_2TiF_6 , — символом (**).

Очевидно, что наличие частиц карбида титана повышает коррозионную стойкость сплавов, поскольку наблюдаемая у них средняя скорость коррозии значительно меньше, чем у чистого алюминия (см. табл. 1). В соответствии с работой [42] это может быть объяснено наличием скоплений инертных керамических частиц по границам зерен, препятствующих межкристаллитной коррозии. Присутствие в образцах с символом (**) примесной фторсодержащей соли $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ отрицательно сказывается на коррозионной стойкости, так как скорость коррозии при этом увеличивается.

Из табл. 2 следует, что армирование ультрадисперсными и наноразмерными частицами карбида титана повышает прочностные характеристики композита Al–10%TiC в 2,5–2,9 раза по сравнению с чистым алюминием, в то время как армирование микрометровыми частицами карбида титана (2–4 мкм) СВС-композита Al–10%TiC — всего лишь в 1,5–1,7 раза по сравнению с чистым алюминием [37]. При этом одновременно уменьшаются характеристики пластичности. Сопротивление материала пластической деформации пропорционально

Таблица 1
Результаты эксперимента и расчета скорости коррозии

Состав образца	Масса, г			Потеря массы на единицу площади, г/м ²	Скорость коррозии, г/(м ² ·ч)	Средняя скорость коррозии, г/(м ² ·ч)
	начальная	после испытаний	Δ			
Al (A7)	4,31190	4,30900	0,00290	2,417	0,025	0,022
	4,31170	4,30940	0,00230	1,917	0,020	
Al–10%TiC*	4,41480	4,41420	0,00060	0,500	0,005	0,005
	4,45450	4,45380	0,00070	0,583	0,006	
Al–10%TiC**	4,66340	4,66130	0,00210	1,750	0,018	0,016
	4,61070	4,60900	0,00170	1,417	0,015	

Таблица 2
Механические свойства исходного алюминия и сплавов Al–10%TiC

Состав	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_T, \sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость по Бринеллю $HB \cdot 10^{-1}$, МПа	Модуль упругости E , МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²	Сопротивление пластической деформации, H^3/E^2 , МПа
Al (A7)	81	67	9,4	20,0	25,0	7279	–	0,29
Al–10%TiC*	233	172	3,3	2,8	84,9	7839	3,4	9,96
Al–10%TiC**	206	155	3,8	2,4	84,9	7643	9,4	10,5

соотношению H^3/E^2 [43], максимальное значение которого получено при минимальном размере частиц и, соответственно, наибольшей доле границ раздела фаз. Видно также, что образцы (**) с меньшим размером частиц обладают почти в 3 раза большей ударной вязкостью по сравнению с образцами (*).

Относительное удлинение композита Al–10%TiC при разрушении (3,3–3,8 %) значительно меньше (см. табл. 2), чем матричного металла (9,4 %). Такое снижение пластичности весьма характерно для АМКМ. Но в недавно опубликованной работе [17] были представлены необычные с точки зрения пластичности АМКМ результаты для композита Al–5%Cu–0,5%TiC. Он был получен растворением при 800 °С в сплаве Al–5%Cu нанолитатуры Al–TiC, предварительно синтезированной методом СВС при сжигании смеси порошков Al и Ti с углеродными нанотрубками в вакууме. Нанокompозит Al–5%Cu–0,5%TiC показал наряду с повышенной прочностью 540 МПа уникальную пластичность $\delta = 19\%$, которая оказалась почти в 3 раза выше, чем у исходного матричного сплава Al–5%Cu с показателями 485 МПа и 6,6 % соответственно. Такая пластичность необычна для АМКМ, правда, при значительно больших содержаниях армирующей фазы.

Приведенные факты улучшения механических свойств наряду с простотой исполнения, малой длительностью и энергосбережением свидетельствуют о несомненной целесообразности применения процессов СВС для получения композиционных сплавов методом *in situ*.

Заключение

Проведенный обзор показывает, что дисперсно армированные алюмоматричные композиты весьма привлекательны из-за своих свойств для применения в транспортном машиностроении, но их широкое применение сдерживается целым рядом нерешенных проблем. К ним относятся: высокая стоимость как армирующих элементов, так и всего технологического процесса изготовления композитов; не всегда достаточный уровень прочностных свойств, особенно при повышенных температурах; неравномерность распределения армирующих частиц по объему алюминиевой матрицы, недостаточная прочность их связи с матрицей. Эти проблемы могут быть решены за счет применения *in situ* процессов, в том числе процесса СВС, для получения литых наноструктурных АМКМ. Проведение процесса СВС в расплаве алюминия при температуре 900 °С позволяет получать *in situ*

композиты Al—10%TiC, дискретно армированные наноразмерными частицами карбида титана (менее 100 нм). Присутствие наноразмерной керамической фазы TiC приводит к повышению как коррозионной стойкости (в 1,4—4,4 раза), так и механических свойств (предела прочности — более чем в 2,5 раза, твердости — более чем в 3 раза) по сравнению с исходным алюминием. Такое повышение прочностных свойств значительно больше, чем в случае армирования алюминия частицами TiC микрометрового размера (в 1,5—1,7 раза) при одинаковом содержании армирующей фазы (10 %).

При получении наноструктурных СВС-композитов остаются не до конца решенными такие вопросы, как возможность присутствия в составе конечного композита остатков непрореагировавшей шихты и примесных солей, неравномерность распределения наночастиц TiC по объему композита, их скопление по границам зерен. Поэтому дальнейшие исследования использования процесса СВС в расплаве алюминия для получения *in situ* наноструктурных алюмоматричных композитов целесообразно проводить в направлении получения большей равномерности распределения керамических наночастиц и расширения номенклатуры применяемых компонентов (флюсов, галоидных солей, матричного алюминиевого сплава).

Работа выполнена при государственной поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013—2020 гг.

Литература

1. *Karl U. Kainer*. Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
2. *Adebisi A.A.* Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis // *Int. J. Autom. Mech. Eng.* 2011. Vol. 4. P. 471—480.
3. *Курганова Ю.А., Фетисов Г.П., Гаврилов Г.Н.* Композиционные материалы в авиации и их прогнозирование // *Технол. металлов.* 2015. No. 1. С. 22—25.
4. *Панфилов А.В.* Современное состояние и перспективы развития литых дискретно-армированных алюмоматричных композиционных материалов // *Литейщик России.* 2008. No. 7. С. 23—28.
5. *Singh H., Sarabjit, Jit N., Tyagi A.K.* An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties // *J. Eng. Res. Stud.* 2011. Vol. 2. P. 72—78.
6. *Rana R.S., Purohit R., Das S.* Review of recent studies in Al matrix composites // *Int. J. Sci. Eng. Res.* 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1—16.
7. *Kennedy A.R., Wyatt S.M.* Characterising particle-matrix interfacial bonding in particulate Al—TiC MMCs produced by different methods // *Composites. A.* 2001. Vol. 32. No. 3—4. P. 555—559.
8. *Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S.* Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al—TiC composites // *Tribol. Int.* 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029—2036.
9. *Song I.H., Kim D.K., Hahn Y.D., Kim H.D.* Synthesis of in-situ TiC—Al composite by dipping exothermic reaction process // *Met. Mater. Int.* 2004. Vol. 10. No. 3. P. 301—306.
10. *Borgonovo C., Apelian D., Makhlouf M.M.* Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications // *JOM.* 2011. Vol. 63. No. 2. P. 57—64.
11. *Tjong S.Ch.* Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // *Adv. Eng. Mater.* 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639—652.
12. *Camargo P.H.C., Satyanarayana K.G., Wypych F.* Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities // *Mat. Res.* 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1—39.
13. *Крушенко Г.Г.* Роль частиц нанопорошков при формировании структуры алюминиевых сплавов // *Металлургия машиностроения.* 2011. No. 1. С. 20—24.
14. *Casati R., Vedani M.* Metal matrix composites reinforced by nano-particles: Review // *Metals.* 2014. No. 4. P. 65—83.
15. *Sanaty-Zadeh A.* Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall—Petch effect // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 531. No. 1. P. 112—118.
16. *Zhang Z., Chen D.L.* Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 483. P. 148—152.
17. *Zhou D., Qiu F., Jiang Q.* The nano-sized TiC particle reinforced Al—Cu matrix composite with superior tensile ductility // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. Vol. 622. P. 189—193.
18. *Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибиков В.Л.* Производство отливок из сплавов цветных металлов. 2-е изд. М.: МИСИС, 1996.
19. *Vinod Kumar G.S., Murty B.S., Charabarty M.* Development of Al—Ti—C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al—7Si alloy // *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 396. No. 1—2. P. 143—150.

20. *Михеев Р.С., Чернышова Т.А.* Дискретно армированные композиционные материалы системы Al—TiC // Загот. пр-ва в машиностроении. 2008. No. 11. С. 44—53.
21. *Крушенко Г.Г.* Средства и технологии увеличения содержания нанопорошков в алюминиевых модифицирующих прутках // Нанотехника. 2011. No. 3. С. 55—64.
22. *Mazaheri Y., Meratian R., Emadi A., Najarian R.* Comparison of microstructural and mechanical properties of Al—TiC, Al—B₄C and Al—TiC—B₄C // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 560. P. 278—287.
23. *Yang Y., Li X.* Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites // J. Manufact. Sci. Eng. 2007. Vol. 129. P. 497—501.
24. *Косников Г.А., Баранов В.А., Петрович С.Ю., Калмыков А.В.* Литейные наноструктурные композиционные алюмоматричные сплавы // Литейн. пр-во. 2012. No. 2. С. 4—9.
25. *Lü L., Lai M.O., Yeo J.L.* In situ synthesis of TiC composite for structural application // Composite Structures. 1999. Vol. 47. No. 1—4. P. 613—618.
26. *Kim W.J., Hong S.I., Lee J.M., Kim S.H.* Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling // Mater. Sci. Eng. A. 2013. Vol. 559. No. 1. P. 325—332.
27. *Kim S.-H., Cho Y.-H., Lee J.-M.* Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiCp composite // Metall. Mater. Trans. A. 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873—2884.
28. *Liu Zh., Han Q., Li J.* Ultrasound assisted in situ technique for the synthesis of particulate reinforced aluminum matrix composites // Composites. B: Eng. 2011. Vol. 42. No. 7. P. 2080—2084.
29. *Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M.* Forming behavior of Al—TiC in situ composites // Mater. Sci. Forum. 2013. Vol. 765. P. 418—422.
30. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов. URL: <http://plasmotherm.ru/catalog/> (дата обращения 18.07.2015).
31. *Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г.* Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
32. *Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В., Рязанов С.А.* Научно-технические основы применения процессов СВС для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. No. 8. С. 3—10.
33. *Амосов А.П., Тутова Ю.В., Майдан Д.А., Ермошкин А.А., Тимошкин И.Ю.* О применении нанопорошковой продукции азидной технологии СВС для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 1. С. 68—74.
34. *Nikitin V.I., Amosov A.P., Merzhanov A.G., Lukjanov G.S.* Reserch and production of SHS master alloy for manufacture aluminum alloys // Int. J. SHS. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 105—112.
35. *Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Luts A.R., Makarenko A.G., Yanfei Zh.* Effect of fluxes on structure formation of SHS Al—Ti—B grain refiner // Mater. Lett. 2003. Vol. 57. No. 22—23. P. 3694—3698.
36. *Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Makarenko A.G., Luts A.R., Yanfei Zh.* Preparation of Al—TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis // Scr. Mater. 2003. Vol. 49. No. 7. P. 699—703.
37. *Луц А.П., Макаренко А.Г.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 2008.
38. *Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е.* Приемы регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристалльных зерен до наноразмерных частиц // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2006. No. 5. С. 9—22.
39. *Луц А.П., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Ермошкин А.А., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве алюминия // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2013. No. 3. С. 28—35.
40. *Xiangha L., Zhenqing W., Zuogui Zh., Xiufang B.* The relationship between microstructure and refining performance of Al—Ti—C master alloys // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. A332. No. 1. P. 70—74.
41. *Amosov A.P., Luts A.R., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A.* Role of halide salts Na₃AlF₆ and Na₂TiF₆ in self-propagating high-temperature synthesis of Al—10%TiC nanocomposite alloy in aluminum melt // Life Sci. J. 2014. Vol. 11. No. 12s. P. 570—575.
42. *Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kapray G., Gácsi Z., Baumli P., Simon A.* Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminate particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior // Mater. Design. 2015. Vol. 65. P. 1121—1135.
43. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure—property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surf. Coat. Technol. 2003. Vol. 174—175. P. 725—731.

References

1. *Karl U. Kainer*. Metal matrix composites. Weinheim: Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.
2. *Adebisi A.A.* Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis. *Int. J. Autom. Mech. Eng.* 2011. Vol. 4. P. 471–480.
3. *Kurganova Yu.A., Fetisov G.P., Gavrilov G.N.* Kompozitsionnye materialy v aviatsii i ikh prognozirovaniye [Composite materials in aviation and their prediction]. *Tekhnologiya metallov*. 2015. No. 1. P. 22–25.
4. *Panfilov A.V.* Sovremennoe sostoyaniye i perspektivy razvitiya litykh diskretno-armirovannykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh materilov [Current state and prospects of development of cast discrete reinforced aluminum matrix composite materials]. *Liteishchik Rossii*. 2008. No. 7. P. 23–28.
5. *Singh H., Sarabjit, Jit N., Tyagi A.K.* An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties. *J. Eng. Res. Stud.* 2011. Vol. 2. P. 72–78.
6. *Rana R.S., Purohit R., Das S.* Review of recent studies in Al matrix composites. *Int. J. Sci. Eng. Res.* 2012. Vol. 3. No. 6. P. 1–16.
7. *Kennedy A.R., Wyatt S.M.* Characterising particle-matrix interfacial bonding in particulate Al–TiC MMCs produced by different methods. *Composites. A*. 2001. Vol. 32. No. 3–4. P. 555–559.
8. *Jerome S., Ravisankar B., Mahato P.K., Natarajan S.* Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al–TiC composites. *Tribol. Int.* 2010. Vol. 43. No. 11. P. 2029–2036.
9. *Song I.H., Kim D.K., Hahn Y.D., Kim H.D.* Synthesis of in-situ TiC–Al composite by dipping exothermic reaction process. *Met. Mater. Int.* 2004. Vol. 10. No. 3. P. 301–306.
10. *Borgonovo C., Apelian D., Makhlof M.M.* Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications. *JOM*. 2011. Vol. 63. No. 2. P. 57–64.
11. *Tjong S.Ch.* Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties. *Adv. Eng. Mater.* 2007. Vol. 9. No. 8. P. 639–652.
12. *Camargo P.H.C., Satyanarayana K.G., Wypych F.* Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities. *Mat. Res.* 2009. Vol. 12. No. 1. P. 1–39.
13. *Krushenko G.G.* Rol' chastits nanoporoshkov pri formirovaniy struktury alyuminievykh splavov [The role of nanopowder particles when forming structures of aluminum alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2011. No. 1. P. 20–24.
14. *Casati R., Vedani M.* Metal matrix composites reinforced by nano-particles: Review. *Metals*. 2014. No. 4. P. 65–83.
15. *Sanaty-Zadeh A.* Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect. *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 531. No. 1. P. 112–118.
16. *Zhang Z., Chen D.L.* Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 483. P. 148–152.
17. *Zhou D., Qiu F., Jiang Q.* The nano-sized TiC particle reinforced Al–Cu matrix composite with superior tensile ductility. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 622. P. 189–193.
18. *Kurdyumov A.V., Pikunov M.V., Chursin V.M., Bibikov V.L.* Proizvodstvo otlivok iz splavov tsvetnykh metallov [Production of castings from alloys of non-ferrous metals]. 2-nd. ed. Moscow: MISIS, 1996.
19. *Vinod Kumar G.S., Murty B.S., Charabarty M.* Development of Al–Ti–C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al–7Si alloy. *J. Alloys Compd.* 2005. Vol. 396. No. 1–2. P. 143–150.
20. *Mikheev R.S., Chernyshova T.A.* Diskretno armirovannyye kompozitsionnye materialy sistemy Al–TiC [Discretely reinforced composite materials of Al–TiC]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2008. No. 11. C. 44–53.
21. *Krushenko G.G.* Sredstva i tekhnologii uvelicheniya soderzhaniya nanoporoshkov v alyuminievykh modifitsiruyushchikh prutkakh [Means and technologies of increase of nanopowders content in the aluminium modifying rods]. *Nanotekhnika*. 2011. No. 3. P. 55–64.
22. *Mazaheri Y., Meratian R., Emadi A., Najarian R.* Comparison of microstructural and mechanical properties of Al–TiC, Al–B₄C and Al–TiC–B₄C. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 560. P. 278–287.
23. *Yang Y., Li X.* Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites. *J. Manufact. Sci. Eng.* 2007. Vol. 129. P. 497–501.
24. *Kosnikov G.A., Baranov V.A., Petrovich S.Yu., Kalmykov A.V.* Liteinye nanostrukturnyye kompozitsionnye alyumomatrichnyye splavy [Cast alumo-matrix nanostructured composite alloys]. *Liteinoe proizvodstvo*. 2012. No. 2. P. 4–9.
25. *Lü L., Lai M.O., Yeo J.L.* In situ synthesis of TiC composite for structural application. *Composite Structures*. 1999. Vol. 47. No. 1–4. P. 613–618.
26. *Kim W.J., Hong S.I., Lee J.M., Kim S.H.* Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 559. No. 1. P. 325–332.

27. Kim S.-H., Cho Y.-H., Lee J.-M. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al—TiCp composite. *Metall. Mater. Trans. A*. 2014. Vol. 45. No. 6. P. 2873—2884.
28. Liu Zh., Han Q., Li J. Ultrasound assisted in situ technique for the synthesis of particulate reinforced aluminum matrix composites. *Composites. B: Eng.* 2011. Vol. 42. No. 7. P. 2080—2084.
29. Rai R.N., Prasado Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M. Forming behavior of Al—TiC in situ composites. *Mater. Sci. Forum*. 2013. Vol. 765. P. 418—422.
30. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов [Directory of nanopowders of oxides, carbides, nitrides]. URL: <http://plasmotherm.ru/catalog/> (accessed: 18.07.2015).
31. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov. A.G. Poroshkovaya tekhnologiya samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza materialov [Powder technology of self-propagating high-temperature synthesis of materials]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2007.
32. Amosov A.P., Nikitin V.I., Nikitin K.V., Ryazanov S.A. Nauchno-tekhnicheskie osnovy primeneniya protsessov SHS dlya sozdaniya litykh alyumomatrichnykh kompozitsionnykh splavov, diskretno armirovannykh nanorazmernymi keramicheskimi chastitsami [Scientific and technical basis for the use of SHS processes for creating cast aluminum matrix composite alloys, reinforced with discrete ceramic nanoparticles]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*. 2013. No. 8. P. 3—10.
33. Amosov A.P., Titova Yu.V., Maydan D.A., Ermoshkin A.A., Timoshkin I.Yu. O primeneniі nanoporoshkovoі produkt-sii azidnoi tekhnologii SHS dlya armirovaniya i modifitsirovaniya alyuminiyevykh splavov [On the application of nanopowder products of azide SHS technology for reinforcing and modifying of aluminum alloys]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 1. P. 68—74.
34. Nikitin V.I., Amosov A.P., Merzhanov A.G., Lukjanov G.S. Research and production of SHS master alloy for manufacture aluminum alloys. *Int. J. SHS*. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 105—112.
35. Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Luts A.R., Makarenko A.G., Yanfei Zh. Effect of fluxes on structure formation of SHS Al—Ti—B grain refiner. *Mater. Lett.* 2003. Vol. 57. No. 22—23. P. 3694—3698.
36. Peijie Li, Kandalova E.G., Nikitin V.I., Makarenko A.G., Luts A.R., Yanfei Zh. Preparation of Al—TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis. *Scr. Mater.* 2003. Vol. 49. No. 7. P. 699—703.
37. Luts A.R., Makarenko A.G. Samorasprostranyayushchiy vysokotemperaturnyi sintez alyuminiyevykh splavov [Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 2008.
38. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov A.G., Sytchev A.E. Principles and methods for regulation of dispersed structure of SHS powders: from monocrystallites to nanoparticles. *Int. J. SHS*. 2005. Vol. 14. No. 3. P. 165—186.
39. Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A., Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the aluminum melt. *Rus. J. Non-Ferrous Met.* 2014. Vol. 55. P. 606—612.
40. Xiangha L., Zhenqing W., Zuogui Zh., Xiufang B. The relationship between microstructure and refining performance of Al—Ti—C master alloys. *Mater. Sci. Eng.* 2002. Vol. A332. No. 1. P. 70—74.
41. Amosov A.P., Luts A.R., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A. Role of halide salts Na_3AlF_6 and Na_2TiF_6 in self-propagating high-temperature synthesis of Al—10%TiC nanocomposite alloy in aluminum melt. *Life Sci. J.* 2014. Vol. 11. No. 12s. P. 570—575.
42. Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kap-tay G., G6csi Z., Baumli P., Simon A. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior. *Mater. Design*. 2015. Vol. 65. P. 1121—1135.
43. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure—property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2003. Vol. 174—175. P. 725—731.