

карқындылықтарының мәндері, деформацияланатын дайындама ортасында немесе шетінде үлкейетіндігі жұмысты көрсетілді. Орнақ қапастары бойынша деформация мен кернеу қарқындылықтарының дайындама ортасынан шетіне қарай біртіндеп біркелкі таралуы, деформация ошағы бойынша ығысу деформациясы қарқындылығын біркелкі таратып, жоғары сапалы қаңылтырды алуға мүмкіндік жасайды.

**Түйінді сөздер:** илемдеу, кернеулі-деформациялы күй, сандық модельдеу, кернеу мен деформация қарқындылығы, дара жаншу, илемділік.

#### ABSTRACT

The paper presents results of investigation of stress-deformed state (SDS) of a metal block at rolling in longitudinal-wedge mill (LWM). The quantitative data obtained by the finite elements method and the MSC Super Forge program, and the main regularities in the distribution of SDS and the temperature at blanks rolling in a longitudinal-wedge mill with various unitary crimps were established. To determine the ultimate plasticity, the samples were tested on an STD 812 plastometer. This plastometer allows testing specimens by torsion, stretching and compression at temperatures up to 1500 °C. The test is performed with continuous or fractional crimp with a given degree and strain rate at each passing. The plastometer is equipped with a control unit and a computer program that allow automatic output of the resistance curves of deformation of metals and alloys. It is established that the steel 08kp is characterized by a sufficiently high level of ultimate plasticity and has a wide range of satisfactory deformability. It is found an increase of the value of the ultimate plasticity at the examined deformation rates with increasing test temperature, and the rolling of strips of the steel 08kp in the longitudinal-wedge mill is carried out without disrupting the continuity of the billet material. It is shown that rolling in multifunctional LWM leads to the localization of stress intensity and deformation in the initial stage of rolling in the zones of capture of the workpiece by a roller. At subsequent stages, the sections concentrating the intensity of stresses and deformations gradually transferred from the central layers to the surface zones and edges of the workpiece. Gradual transfer of intensity of stresses and deformation from the center to the edges and the surface of the workpiece makes it possible, by selecting rational deformation modes of rolling, to obtain high-quality bands with a fine-grained structure.

**Key words:** rolling, stress-strain state, numerical modeling, stresses intensity, deformations, plasticity

*Поступила 27.03.2018*

УДК 669.017:539.4

МРНТИ 53.49.15

<https://doi.org/10.31643/2018/6445.9>

**Комплексное использование  
минерального сырья. № 2. 2018.**

*А. В. ПАНИЧКИН<sup>1\*</sup>, И. Е. КАЛАШНИКОВ<sup>2</sup>, Б. Б. КШИБЕКОВА<sup>1,3</sup>, А. Т. ИМБАРОВА<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>*Институт Металлургии и обогащения, Алматы, Казахстан, \*e-mail: abpanichkin@mail.ru.*

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва Россия*

<sup>3</sup>*Казахский национальный исследовательский технический университет имени К.И. Сатпаева, Алматы, Казахстан*

#### **РАЗРАБОТКА НОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ ДЛЯ ДИСКРЕТНОГО АРМИРОВАНИЯ ЛИТЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КАРБИДОМ ТИТАНА**

*Received: 01 March 2018 / Peer reviewed: 16 April 2018 / Accepted: 18 May 2018*

**Резюме.** В работе с целью совершенствования способа получения и повышения характеристик литых алюмоматричных композиционных материалов, дисперснонаполненных карбидом титана исследованы структура и свойства композитов, армированных методами in-situ и ex-situ. Для этого использованы способы синтеза TiC под слоем расплава при введении прессовок из смеси порошков титана и графита, титана и карбида алюминия и механическое замешивание в алюминиевый расплав предварительно синтезированных порошков TiC и TiC в матрице Al<sub>3</sub>Ti. Показано, что in-situ метод армирования алюминия и алюминиевых сплавов дискретными частицами карбида титана характеризуется низкой эффективностью, что связано с интенсивным смачиванием расплавом порошков титана в объеме прессовок при их введении. В результате этого активно формируется фаза Al<sub>3</sub>Ti, что препятствует протеканию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) между титаном и углеродом либо карбидом алюминия. Установлено, что этот метод не пригоден для армирования алюминиевых сплавов, легированных кремнием и магнием, ввиду практически полного прекращения синтеза карбида титана и активного формирования алюмосилицидов и алюминидов титана, что сопровождается разбрызгиванием расплава. СВС-реакция в прессовках из смеси Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> и Ti в условиях нагрева со скоростью до 6000 град/ч приводит к формированию дисперсных карбидов TiC и Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> глобулярной формы в матрице из Al<sub>3</sub>Ti. С повышением скорости нагрева и увеличения теплоотвода растет количество неравновесных фаз, формирующихся при реакции. Обнаруженное в таких условиях

формирование металлического алюминия позволило предположить стадийность протекания реакции между титаном и карбидом алюминия. Введение в алюминиевый расплав брикетов после инициирования в них СВС-реакции не обеспечивает растворения матрицы и распределения в объеме расплава карбидов титана. Это требует предварительного их измельчения. Ex-situ армирование алюминия порошками TiC-Al<sub>3</sub>Ti характеризуется высокой эффективностью ввиду хорошего смачивания их поверхности алюминиевыми расплавами и последующего активного растворения матрицы Al<sub>3</sub>Ti. При этом происходит перекристаллизация фазы Al<sub>3</sub>Ti, а высвободившиеся карбиды титана в виде скоплений распределяются в объеме расплава. Получаемые при этом материалы превосходят по характеристикам композиты, армированные ex-situ порошками TiC аналогичной дисперсности. Это позволяет рекомендовать использование порошков TiC-Al<sub>3</sub>Ti в качестве наполнителей для получения дискретно армированных алюмоматричных композиционных материалов.

**Ключевые слова:** дискретный наполнитель, карбид титана, алюминид титана, литой алюмоматричный композиционный материал

**Введение.** Анализ литературных данных показывает, что перспективным армирующим дискретным наполнителем алюминиевых сплавов является карбид титана. Известны способы получения литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных этим наполнителем путем как механического замешивания порошков TiC (ex-situ), так и синтеза их кристаллов в алюминиевом расплаве в результате СВС-реакции (in-situ), они всесторонне рассмотрены в обзорах [1–3].

Литые алюмоматричные композиционные материалы, армированные карбидом титана, характеризуются высокими механическими и триботехническими свойствами. Введение 10 мас. % предварительно синтезированного карбида титана дисперсностью 10-30 мкм в алюминий позволяет повысить твердость сплава до 44 HV, прочность до 66 МПа, при этом сохранить относительное удлинение на уровне 27 % [4]. При синтезе в алюминиевой матрице керамических частиц TiC размером 2-4 мкм в количестве 10 %, происходит двукратное увеличение прочностных характеристик с достаточным запасом характеристик пластичности [3]. Дальнейшее уменьшение размера частиц до микронных и нанометровых значений позволяет еще более повысить физико-механические характеристики таких композиционных материалов [5, 6]. Введение карбида титана в алюминиевые сплавы позволяет достичь еще более высоких прочностных характеристик получаемых композитов [7–9].

Однако существующие методы его введения как ex-situ, так и in-situ сопряжены с такой проблемой как формирование карбида алюминия Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> на поверхности TiC при контакте с расплавом. Повышение температуры позволяет уменьшить формирование фазы Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> [10, 11], однако такой путь при производстве композитов приведет к повышению расходов на перегрев и защиту расплава, кроме того потребуются использование специальных футеровочных материалов, инертных к перегретым

алюминиевым сплавам. Другим способом, предотвращения формирования Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, является легирование алюминиевого расплава. Так, обнаружено, что выделение из расплава интерметаллидных фаз CuAl<sub>2</sub>, MgAl<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si на границе раздела Al-TiC уменьшает количество нежелательной фазы Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Введение меди может предотвратить образование Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, так как она уменьшает растворимость TiC в жидком Al [12]. Между тем легирование алюминиевого расплава приводит к существенному ухудшению параметров смачивания поверхности TiC [13], что препятствует механическому введению наполнителя в алюминиевый расплав.

Как было установлено в работах [14, 15] процесс взаимодействия TiC с алюминиевым расплавом замедляется с течением времени по мере увеличения концентрации титана на поверхности наполнителя. Очевидно, что, находясь в тесной связи с площадью поверхности контакта, этот процесс будет усиливаться с увеличением дисперсности вводимых или синтезируемых порошков карбида титана. Очевидным путем снижения и даже полного устранения реакции между частицами карбида титана и расплавом алюминия является создание условий, при которых на поверхности частиц карбида титана будет повышена концентрация титана и удален углерод. Одной из равновесных фаз в системе Al-Ti-C при температурах введения карбида титана в алюминиевый расплав является Al<sub>3</sub>Ti. Использование ее в качестве защитной оболочки на поверхности частиц TiC позволит защищать их от взаимодействия с расплавом алюминия ввиду малой растворимости титана в нем.

В работе [16] в качестве источника углерода рассмотрен карбид алюминия Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, порошок которого в смеси с порошком Ti, вводят непосредственно в расплав Al при 1200 °С. Авторы работы [17], ссылаясь на предыдущие исследования, указывают, что добавление порошка алюминия к смеси порошков Ti и C способствует иницированию начала реакции между титаном и углеродом, при этом размер конечной целевой фазы составляет около 2 мкм. Продолжение исследований на эту тему изложено в работе [18], где авторы отмечают, что

повышение содержания массовой доли порошка алюминия с 10 до 40 % приводит к снижению температуры горения и значительному уменьшению размера частиц карбида титана (до ~1 мкм), а также изменению их формы – с блочной на октаэдрическую.

В работе [19] было показано, что непосредственный синтез карбида титана при его взаимодействии с кристаллами предварительно синтезированного в объеме алюминиевого расплава карбида алюминия происходит при температурах выше 1300 °С, что делает этот способ получения композитов мало перспективным.

Таким образом, для увеличения дисперсности кристаллов наполнителя карбида титана, уменьшения формирования карбида алюминия предлагается рассмотреть возможность использования алюминидов титана  $Al_3Ti$  в качестве защитной оболочки.

Для оценки возможности использования реакции порошков  $Ti$  с  $Al_4C_3$  для синтеза карбида титана и его защиты алюминидом титана по реакции 1 были проделаны эксперименты, описанные в настоящей статье.



С целью совершенствования способа получения и повышения характеристик литых алюмоматричных композиционных материалов, дисперснонаполненных карбидом титана, проведены исследования структуры и свойств композитов, которые были армированы методами *in-situ* и *ex-situ*. Для этого использовали способы синтеза  $TiC$  под слоем расплава при введении прессовок из смеси порошков титана и графита, титана и карбида алюминия и механическое замешивание в алюминиевый расплав предварительно синтезированных порошков  $TiC$  и  $Ti$  в матрице  $Al_3Ti$ .

**Экспериментальная часть.** *Методика экспериментов.* Для выбора оптимального способа синтеза карбида титана при СВС-реакции между  $Ti$  и  $Al_4C_3$  ее инициирование осуществляли в условиях нагрева с различными скоростями. В первом случае температуру прессовок в печи сопротивления РНТВ 120-600/С40 повышали с комнатной до 1050 °С при 60–120 Па со скоростью 750 град/ч, после чего без изотермической выдержки образцы охлаждались, находясь в печи. В этих экспериментах также оценивалось влияние добавления различного количества (33, 50, 66 мас. %) порошка алюминия к этой смеси. Во втором случае нагрев прессовок осуществлялся со скоростью ~6000 град/ч при давлении 60–120 Па в печи УИПВ-0,001 до ~1300 °С. В третьем, прессовки нагревались в 3–4-х точках в

течение 10–15 с при помощи электрической дуги при силе тока 50 А и напряжении 63–65 В. Дуга формировалась аргонно-дуговой горелкой при постоянном обдуве поверхности прессовки аргоном. Такой способ нагрева обеспечивал интенсивный отвод тепла, выделяющегося при СВС-реакции. После отключения дуги на стадии охлаждения образца до 300–350 °С на его поверхность подавалась струя аргона.

Прессовки из смеси порошков графита марки ГЭ-3 (20 мас. %) и титана марки ПТМ-1 (80 мас. %) получали в виде таблеток Ø36 мм и высотой ~12 мм путем прессования при давлении ~100 МПа.

Карбид алюминия синтезировали из смеси порошков графита марки ГЭ-3 и алюминия марки ПА-2 дисперсностью менее 80 мкм в стехиометрическом соотношении. Процесс осуществляли в графитовом тигле в вакуумной индукционной печи УИПВ-0,001 при ~1500 °С и остаточном давлении 60–120 Па. Рентгенофазовый анализ полученного материала показал, что он на 98,4 % состоит из фазы  $Al_4C_3$  остальное углерод. Далее на планетарной мономельнице PULVERISETTE 6 карбид алюминия измельчался в течение 10 мин., после чего получали смеси с порошком титана ПТМ-1 дисперсностью менее 80 мкм в соотношении (части по массе) 27  $Al_4C_3$ /39  $Ti$  основываясь на реакции 1. Из этой смеси получали таблетки Ø36 мм и высотой ~12 мм. Для оценки влияния алюминия на процесс формирования карбида титана и повышения растворимости таблеток после спекания в алюминиевом расплаве в порошковую смесь дополнительно вводили порошок алюминия ПА-2 в количестве 33, 50 и 66 мас. %. Из этой смеси прессовали аналогичные таблетки.

Прессовки из смеси титана и углерода, титана и карбида алюминия в количестве  $60 \pm 1$  г вводили в расплав алюминия марки А5 массой  $400 \pm 1$  г, нагретый до 950–1000 °С в тигле из нитрида кремния в индукционной печи при обычной атмосфере. Затем камеру печи вакуумировали и поддерживали температуру в указанном интервале в течение 20 мин. После этого тигель с расплавом извлекался, и полученная суспензия переливалась в графитовую изложницу с цилиндрическими глухими отверстиями Ø20 мм. Для оценки влияния легирующих элементов – кремния и магния на формирование и распределение карбида титана в аналогичных условиях эксперименты проводили со сплавами АК8МЗ и АМг10. Полученные после СВС-реакции материалы также вводили в алюминиевый расплав, как в исходном состоянии, так и после измельчения в вибрационной дисковой

мельнице RS 200 и просеивания через сито с ячейками  $\varnothing 100$  мкм. Порошки TiC и TiC/Al<sub>3</sub>Ti засыпали на дно тигля в количестве  $60 \pm 1$  г и затем загружали навеску алюминия массой  $400 \pm 1$  г. После чего, при указанных выше режимах, проводили термообработку в вакууме с последующей разливкой в изложницу.

Полученные отливки исследовали при помощи оптической (Neophot-32) и растровой электронной микроскопии, микронзондового (Jeol JXA-8230) и рентгенофазового анализа (Bruker D8 ADVANCE). Механические свойства определяли путем измерения твердости по Виккерсу на твердомере HBV-30A при нагрузке 10 кг. Трибологические свойства определяли на разработанной приставке к электромеханической испытательной машине Shimadzu AG-100kNх в соответствии с ГОСТ 23.21080. Образцы испытывали в условиях сухого трения скольжения по схеме: неподвижный палец (образец) по вращающемуся диску из стали P5M6. Диаметр рабочей части диска – 170 мм. Размер пальца из КМ: диаметр – 17 мм и высота – 20 мм. Осевая нагрузка изменялась ступенчато с шагом в 40 Н в пределах от 60 до 180 Н (0,26–0,8 МПа). Окружная скорость скольжения 2,56 м/с. Путь трения составлял 888 м. Потерю массы образца определяли с точностью  $\pm 1$  мг.

Коэффициент трения определяли по формуле:

$$f = F_{mp} / F_n, \quad (2)$$

где  $F_{mp}$  – сила трения;  $F_n$  – осевая нагрузка, налагаемая на торец испытываемого образца.

Для характеристики устойчивости процесса трения применяли показатели разброса  $q$  и устойчивости  $\alpha$  значений коэффициента трения:

$$q = \frac{f_{max} - f_{min}}{f_{cp}} \quad (3)$$

$$\alpha = \frac{f_{cp}}{f_{max}} \quad (4)$$

где  $f_{cp}$ ,  $f_{max}$  и  $f_{min}$  – средний, максимальный и минимальный коэффициенты трения.

Износ образцов определяли взвешиванием по потере массы  $\Delta m$  после каждого этапа испытаний по формуле:

$$\Delta m = m_1 - m_2 \quad (5)$$

где  $m_1$ ,  $m_2$  – масса образца до и после испытания.

Интенсивность изнашивания определяли по формуле:

$$I_v = \frac{-\Delta m}{\gamma \cdot L} \quad (6)$$

где  $\gamma$  – плотность исследуемого материала,  $L$  – путь трения.

По формуле Archard рассчитывали безразмерный коэффициент износа:

$$K = I_v \cdot H / P \quad (7),$$

где  $H$  – твердость материала, кг/мм<sup>2</sup>,  $P$  – приложенная нагрузка, кг.

Критерием перехода образцов в задиры считали резкое увеличение коэффициента трения.

**Результаты и обсуждение.** Исследование материалов, получаемых в результате СВС-реакции между Ti и Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Исследование структуры материалов после СВС реакции между Ti и Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> в условиях медленного нагрева показало, что они состоят из кристаллов карбида титана дисперсностью 10–20 мкм глобулярной формы, равномерно распределенных в матрице алюминид титана (рисунок 1 а). Они имеют высокую пористость. Карбид алюминия полностью вступает в реакцию. С увеличением содержания алюминия в прессовках в структуре спеченных материалов увеличивается количество фазы TiAl<sub>3</sub>, которая выделяется в виде длинных игольчатых и пластинчатых кристаллов (рисунок 1 б, в). При этом повышается количество не вступившего во взаимодействие с титаном карбида алюминия. При содержании алюминия более 50 мас. % пористость исчезает. Это свидетельствует о том, что введение алюминия в состав порошковой смеси для синтеза карбида титана в объеме алюминиевого расплава будет негативно сказываться на получаемом композите, поскольку карбид алюминия является нежелательной фазой. Помимо этого, введение алюминия повышает расход дорогостоящего титанового порошка на формирование фазы TiAl<sub>3</sub>.

При нагреве смеси Ti и Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> в вакуумной индукционной печи после достижения  $\sim 1200$  °С бурно развивается СВС-реакция, при этом прессовки разрушаются на отдельные фрагменты, характеризующиеся высокой пористостью (рисунок 2 а). Исследование структуры полученных материалов показало, что в таких условиях формируется карбид титана глобулярной формы дисперсностью 1,5–10 мкм (рисунок 2 в) в матрице алюминид титана. Как следует из анализа фазового состава, основу таких материалов составляют карбиды титана – TiC и Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> (таблица 1), основным алюминидом титана является Al<sub>3</sub>Ti.

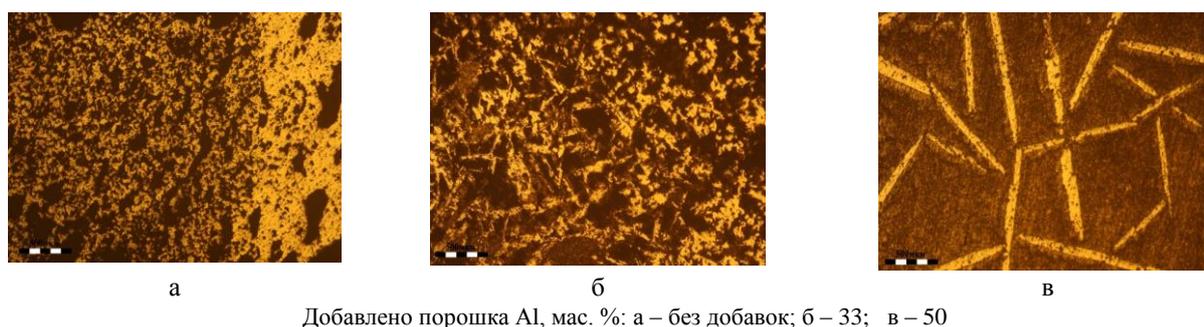
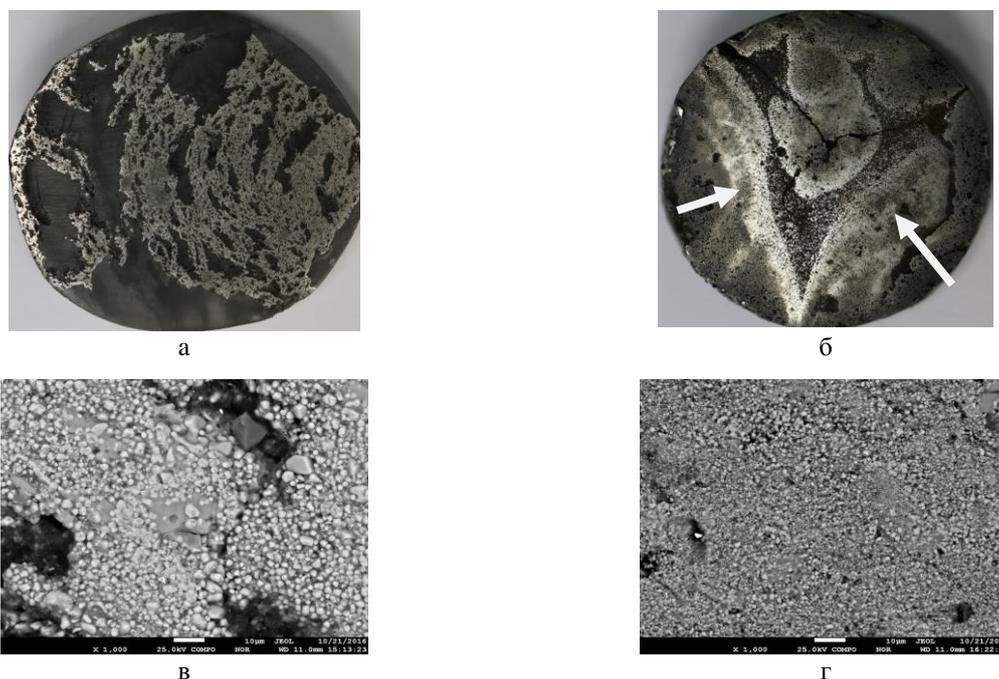


Рисунок 1 – Формирование кристаллов алюминидов титана  $Al_3Ti$  в процессе СВЧ реакции образования карбида титана в смеси  $27 Al_4C_3 + 39 Ti$  (мас. %) при добавлении различного количества порошка  $Al$  (x100)



а, в – скоростной нагрев в вакуумной индукционной печи до  $1250\text{ }^{\circ}C$ ;  
б, г – точечный разогрев прессовок электрической дугой (стрелками показано распространение волны СВЧ-реакции)

Рисунок 2 – Структура материалов, полученных после СВЧ-реакции смеси порошков  $27 Al_4C_3 + 39 Ti$  (мас. %) (карбиды титана в виде глобул светлосерого цвета, алюминиды титана матрица, карбид алюминия – темные включения)

При точечном нагреве прессовки из смеси порошков титана и карбида алюминия электрической дугой начинает развиваться СВЧ-реакция, сопровождающаяся саморазогревом отдельных ее зон до  $750-830\text{ }^{\circ}C$ . Волна СВЧ распространяется от места поджига на глубину  $15-18\text{ мм}$  и затем затухает. После остановки этот процесс может быть возобновлен повторным поджигом дугой. При этом для прессовки  $\varnothing 36\text{ мм}$  достаточно  $3-5$  повторных поджигов, после которых СВЧ-процесс прекращается. Исследование структуры полученных материалов показало, что прессовки сохраняют

свою целостность. В структуре обнаруживаются характерные зоны с существенно отличающейся окраской (рисунок 2 б). При этом образуется смесь из высокодисперсных кристаллов карбида титана (до  $1,5\text{ мкм}$ ) и алюминидов титана (рисунок 2 г). В больших объемах карбид алюминия обнаруживается в зонах, где волна СВЧ остановилась.

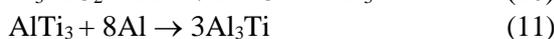
Проведенный рентгенофазовый анализ полученного таким образом материала показал (таблица 1), что в его структуре помимо указанных фаз формируются тройные карбиды  $Ti_2AlC$  и  $Ti_3AlC_2$ . Наличие оксидов алюминия и

титана указывает на необходимость более интенсивной защиты прессовок от окисления при нагреве.

Таблица 1 – Фазовый состав спеченной смеси 27 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> + 39 Ti (мас. %) после СВС, инициированного различными способами

Способ инициирования СВС	Фазы	Содержание, %
Нагрев прессовок в вакуумной индукционной печи до 1250 °С	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub>	46,1
	TiC	30,5
	Al <sub>3</sub> Ti	23,4
Точечный разогрев электрической дугой	TiC <sub>0.62</sub>	30,0
	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	20,8
	Al <sub>3</sub> Ti	10,8
	Ti <sub>2</sub> AlC	8,4
	AlTi <sub>3</sub>	7,9
	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub>	6,5
	Al	4,7
	Ti <sub>3</sub> O	4,1
	TiO <sub>0.48</sub>	4,0
	C	1,8
Ti	1,2	

Формирование металлического алюминия, тройных карбидов и алюминидов титана AlTi<sub>3</sub> свидетельствует, что протекающие во фронте горения реакции являются более сложными, нежели это указано в реакции 1. Можно представить следующую последовательность реакций между Ti и Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>:



Поскольку при низких температурах при реализации реакций (8-11) на всех этапах будут формироваться фазы в твердом состоянии, то единственной средой для активной взаимной диффузии атомов углерода и титана будет жидкий алюминий.

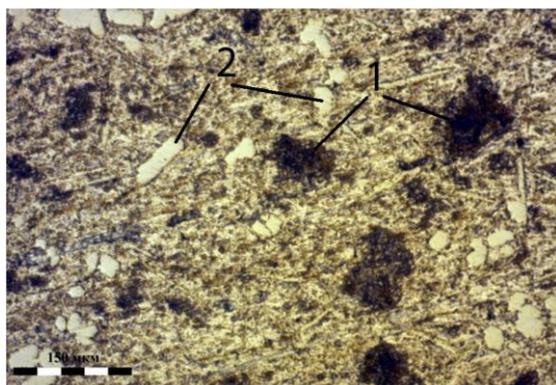
Анализ полученных данных, а также результатов, приведенных в работах [20, 21] позволяет заключить, что для снижения количества формирования тройных карбидов необходимо увеличение содержания титана в исходной смеси.

Очевидно, что при повышении дисперсности используемых порошков титана и карбида алюминия интенсивность и глубина распространения волны СВС при точечном разогреве будет увеличиваться, аналогичное произойдет при предварительном подогреве прессовки.

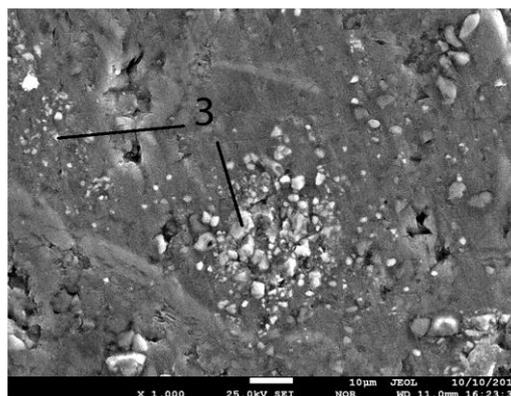
Таким образом, с увеличением скорости нагрева и теплоотвода при СВС-реакции в смеси порошков Ti и Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> повышается дисперсность карбидов, что является необходимым условием для повышения характеристик литых алюмоматричных композиционных материалов. Однако при этом снижается доля выхода целевой фазы TiC, формируются более богатые титаном алюминиды и неравновесные карбиды, растет количество не вступившего в реакцию карбида алюминия. В этой связи для получения дискретных наполнителей выбран способ инициирования СВС-реакции путем скоростного нагрева в вакуумной индукционной печи. Получаемые при этом материалы характеризуются высокой пористостью и достаточно легко подвергаются измельчению.

*Формирование структуры алюмоматричных композиционных материалов, армированных in-situ частицами TiC.* При введении в алюминиевый расплав прессовки 27 мас. % Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> + 39 мас. % Ti в необработанном состоянии интенсивно развивается СВС-реакция, которая приводит к разделению таблетки на фрагменты и к быстрому распределению продуктов в его объеме. Однако исследование структуры полученных отливок выявило, что в них в большом объеме присутствует карбид алюминия, который в таких условиях плохо вступает во взаимодействие с титаном и распределяется в объеме расплава (рисунок 3 а). Причиной этому, по-видимому, является интенсивное смачивание порошков титана алюминиевым расплавом, что препятствует их реакции с Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>.

Рентгенофазовый и микронзондовый анализ композиционных материалов показал, что в таких условиях формируется дисперсный (<4 мкм) карбид C<sub>5</sub>Ti<sub>8</sub> ~3 %, кристаллы Al<sub>3</sub>Ti различных размеров – 10,8 %. Количество карбида алюминия составляет ~4 %. Карбид титана преимущественно обнаруживается по границам частиц Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> и в виде скоплений (рисунок 3 б).



а – x400



б – x1000

1 –  $Al_4C_3$ ; 2 –  $Al_3Ti$ ; 3 –  $C_5Ti_8$

Рисунок 3 – Структура литого алюмоматричного композиционного материала, образующегося при введении в алюминиевый расплав прессовки из смеси порошков 27  $Al_4C_3$  + 39 Ti (мас. %) в необработанном состоянии

Погружение прессовок под слой расплавов АК8МЗ и АМГ10 вызывает бурную реакцию, сопровождающуюся выплескиванием расплава, что продолжается на протяжении 10–15 мин. Это свидетельствует о развитии реакции не только между карбидом алюминия и титаном, но и реакцию этих материалов, а также образующихся продуктов, с расплавом с большим выделением тепла, что способствует формированию парогазовой фазы. Рентгенофазовый анализ показал, что в сплаве АК8МЗ основными фазами стали алюминий и чистый кремний (таблица 2), и в малых количествах интерметаллические соединения  $CuAl_2$ ,  $Al_9Cu_{11.5}$ ,  $CuTi$ ,  $CuTi_2$  и карбид  $Ti_3AlC_2$ . Однако по данным микронзондового анализа основной кремнийсодержащей фазой стало соединение, близкое по стехиометрическому составу к  $Ti_3Al_2Si$ , а кристаллы кремния в структуре практически не обнаруживаются. Это соединение формируется в виде дендритов хлопьевидной формы (рисунок 4 а). Помимо этого, встречаются не многочисленные мелкие выделения фазы  $Ti_5Si_3$ . Карбид  $Ti_3AlC_2$  образуется в виде рыхлого слоя на поверхности частиц  $Al_4C_3$ . Это позволяет заключить, что основной причиной бурного взаимодействия расплава АК8МЗ с прессовками из смеси  $Al_4C_3$  и Ti является формирование алюмосилицида титана. О нестабильности карбида титана в алюминиевых сплавах, легированных кремнием, также указывается в работе [22].

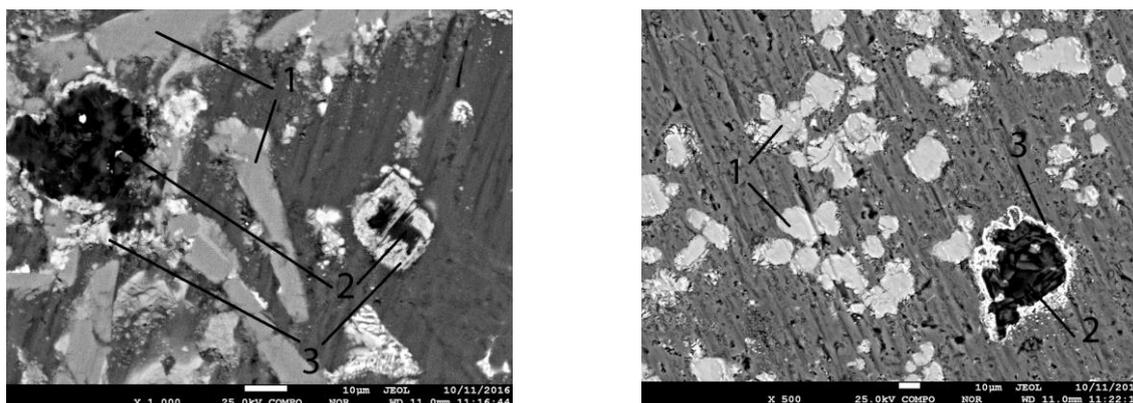
При введении карбидообразующей смеси в сплав АМГ10 согласно данным рентгенофазового анализа образуется алюминид титана  $Al_3Ti$ , при

этом карбид алюминия сохраняется в большом объеме (таблица 2).

Таблица 2 – Фазовый состав композиционных материалов, полученных после введения смеси порошков 27  $Al_4C_3$  + 39 Ti (мас. %) в алюминиевые литейные сплавы при 1000 °С

Марка сплава	Фазы	Состав, %
АК8МЗ+12 % порошковой смеси	Al	80.7
	Si	8.9
	$CuAl_2$	2.1
	$CuTi_2$	1.9
	$Al_9Cu_{11.5}$	2.7
	$CuTi$	1.4
	$Ti_3AlC_2$	2.3
АМГ10+14 % порошковой смеси	$Al_{0.95}Mg_{0.05}$	69.6
	$Al_3Ti$	21.9
	$Al_4C_3$	8.5

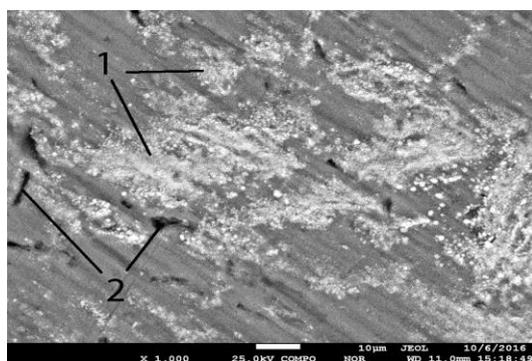
Микронзондовый анализ формирующихся при этом фаз согласуется с этими данными. Обнаружено формирование тонкого (<5 мкм) слоя карбида  $Ti_3AlC_2$  на поверхности частиц  $Al_4C_3$ . Это указывает, что при введении прессовки поверхность титановых порошков быстро смочилась расплавом и СВС-реакция прекратилась. Нагрев расплава, вызывающий кипение магния, происходил при образовании алюминида титана.



а – сплав АК8МЗ (1 -  $Ti_3Al_2Si$ ; 2-  $Al_4C_3$ ; 3 -  $Ti_3AlC_2$ )      б – сплав АМГ10 (1 -  $Al_3Ti$ ; 2-  $Al_4C_3$ ; 3 -  $Ti_3AlC_2$ )

Рисунок 4 - Структура литого алюмоматричного композиционного материала, образующегося при введении в жидкие алюминиевые сплавы прессовки из смеси порошков  $27 Al_4C_3 + 39 Ti$  (мас. %) без ее предварительной термообработки

Сравнение структуры и фазового состава композитов, формирующихся при введении в алюминиевый расплав прессовок из смеси  $Al_4C_3+Ti$ , с композитами, полученными in-situ при введении пресовок из смеси  $C+Ti$  показало, что в последнем случае формируется несколько большее количество карбида титана  $Ti_8C_5$  (~3 %). При этом образуется алюминид титана  $Al_3Ti$  в количестве 10,8 %, что свидетельствует о смачивании поверхности частиц титана алюминием и реакции между ними. Помимо этого, в структуре обнаруживается незначительное количество графита, а карбид алюминия не выявлен. Так же, как и в первом случае, карбид титана в объеме получаемых таким образом композитов распределен не однородно в виде скоплений (рисунок 5).



1 –  $Al_3Ti + Ti_8C_5$ ;      2 – графит

Рисунок 5 – Структура литого алюмоматричного композиционного материала полученного при введении в Al прессовки из смеси порошков  $Ti+C$

Полученные данные указывают на то, что армирование как алюминия, так и алюминиевых сплавов, карбидом титана, синтезируемым in-situ как при вводе классической смеси  $Ti+C$ , так и смеси  $Al_4C_3+Ti$  характеризуется малой долей выхода целевой фазы  $TiC$ . Это объясняется хорошим смачиванием порошков титана алюминиевыми расплавами при высоких температурах. Соответственно более перспективным является ввод в расплав уже синтезированной смеси карбида и алюминида титана.

*Ex-situ* армирование алюминия карбидом титана. При контакте с расплавленным алюминием материалов, полученных после СВС-реакции, их растворение в объеме расплава крайне медленное и при разливке расплава на дне тигля остаются их кусочки. Исследование этих остатков показало, что на границе контакта твердое – жидкое развивается очаговое растворение матрицы из алюминидов титана и перенос частиц карбида в объем расплава. Однако этот процесс развивается только на начальном этапе до достижения предела растворимости титана в расплаве. Наиболее интенсивно происходит разрушение матрицы из алюминидов титана и перераспределение смеси карбида титана в образцах, синтезированных в условиях быстрого нагрева в вакуумной индукционной печи, что связано с их развитой структурой и наличием большого количества несплошностей (рисунок 6). Подобное взаимодействие широко описано (например в

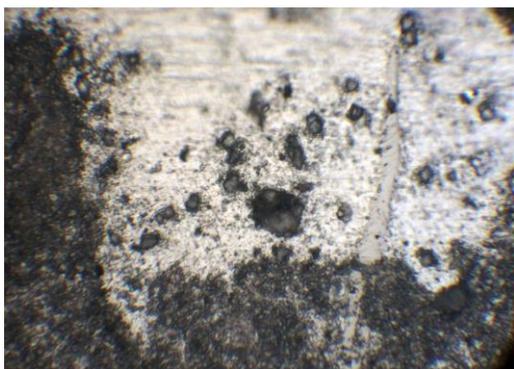
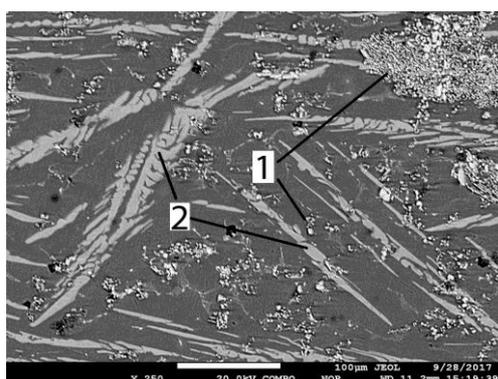


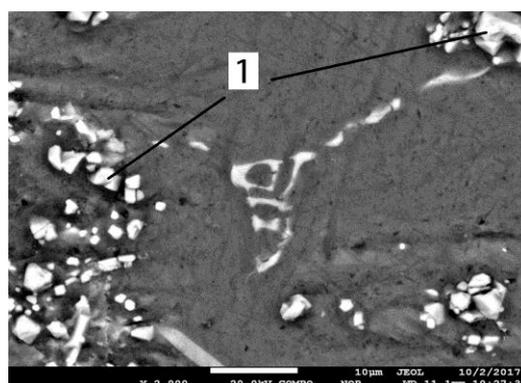
Рисунок 6 – Растворение алюминида титана  $Al_3Ti$  в расплаве алюминия и унос частиц карбида титана (темно серые частицы) (x1000)

работе [23]) при контакте металлических расплавов, и в частности алюминия с твердыми веществами, и связано с медленной взаимной диффузией в таких условиях. Это требует увеличения поверхности контакта твердого материала с алюминиевым расплавом. Введение в алюминиевый расплав порошков

измельченного материала, полученного С ВС-реакцией между  $Al_4C_3$  и  $Ti$ , показало, что в процессе изотермической выдержки расплава происходит растворение и перекристаллизация алюминида титана  $Al_3Ti$  (рисунок 7 а). Скопления частиц карбида титана сохраняют форму, в результате не происходит равномерного распределения отдельных частиц в объеме расплава (рисунок 7 б). Однако, такие композиционные порошки прекрасно смачиваются алюминиевым расплавом, в отличие от чистого карбида титана аналогичной дисперсности. Так, полученные композиционные материалы при замешивании в идентичных условиях порошков карбида титана в алюминиевый расплав характеризуются формированием коагулятов частиц карбида титана и низкой их адгезией с алюминиевой матрицей (рисунок 8). Повышение дисперсности частиц материала  $TiC-Al_3Ti$  позволит повысить однородность распределения карбида титана в алюминиевой матрице.



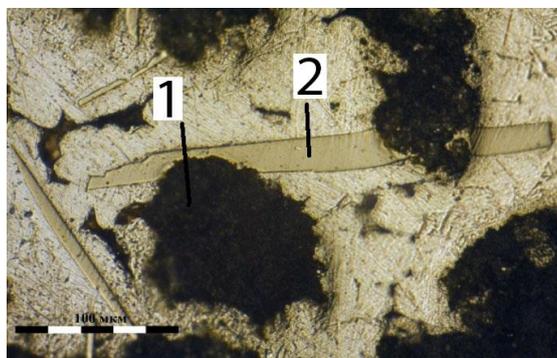
а – x250



б – x2000

1 -  $TiC$ ; 2-  $Al_3Ti$

Рисунок 7 – Структура алюмоматричного композиционного материала, армированного ex-situ наполнителем  $TiC-Al_3Ti$



1 -  $TiC$ ; 2-  $Al_3Ti$

Рисунок 8 – Структура алюмоматричного композиционного материала, армированного ex-situ наполнителем  $TiC$  (x500)

Таблица 3 – Зависимость от нагрузки параметров трения и изнашивания образцов композиционных материалов, армированных карбидами титана, и их твердость по шкале HB

Состав КМ	Нагрузка, Н	Коэффициент трения			Разброс $\varphi$	Показатель устойчивости, $\alpha_{ст}$	Потеря массы $\Delta m$ , г	Интенсивность изнашивания, $I$ , г/м	Твердость, HB
		$f_{max}$	$f_{min}$	$f_{cp}$					
75 % Al– 20 % (TiC+Al <sub>3</sub> Ti+Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> )+ 5 % Ti	60	0,88	0,12	0,50	1,51	0,57	0,0013	$1,46 \times 10^{-6}$	62
	100	0,98	0,25	0,62	1,18	0,63	0,0056	$6,31 \times 10^{-6}$	
	140	1,18	0,24	0,71	1,32	0,60	0,0119	$13,4 \times 10^{-6}$	
	180	1,05	0,30	0,68	1,09	0,64	0,0035	$3,94 \times 10^{-6}$	
75 % Al– 20 % TiC– 5 % Ti	60	0,83	0,24	0,53	1,56	0,64	0,0044	$4,95 \times 10^{-6}$	58
	100	1,08	0,22	0,65	1,31	0,60	0,0060	$6,76 \times 10^{-6}$	
	140	1,19	0,32	0,75	1,15	0,63	0,0141	$16,2 \times 10^{-6}$	
	180	0,86	0,32	0,59	0,91	0,69	0,0054	$6,08 \times 10^{-6}$	

#### Результаты механических испытаний.

Испытание таких материалов на трение-износ и измерение твердости показало, что алюмоматричные композиционные материалы, армированные карбидами титана в матрице алюминид титана превосходят по характеристикам материалы, армированные дисперсным порошком карбида титана (таблица 3). Как следует из полученных данных не зависимо от используемого наполнителя эти материалы в условиях сухого трения-скольжения с окружной скоростью 2,56 м/с переходят в задиры при нагрузке ~140 Н, что соответствует давлению на контактную поверхность образца равному 0,62 МПа. Однако более высокая твердость материалов, армированных путем введения TiC–Al<sub>3</sub>Ti, обеспечивает им при меньших нагрузках более низкий коэффициент трения и более высокую износостойкость. Очевидно, что это объясняется формированием прочных связей между частицами карбида титана и матричным сплавом. Это подтверждает перспективность использования порошков материалов TiC–Al<sub>3</sub>Ti, в качестве наполнителей алюмоматричных композиционных материалов.

**Выводы.** In-situ метод армирования алюминия и алюминиевых сплавов дискретными частицами карбида титана характеризуется низкой эффективностью, что связано с интенсивным смачиванием расплавом порошков титана в объеме прессовок при их введении. Смачивание приводит к активному формированию фазы Al<sub>3</sub>Ti, что препятствует протеканию СВС-реакции между титаном и углеродом либо карбидом алюминия. Структура и фазовый состав алюмоматричных

композиционных материалов, получаемых в результате in-situ армирования при введении брикетов из смеси титана и углерода, характеризуются лучшими параметрами в сравнении с получаемыми при введении брикетов из смеси титана и карбида алюминия. Этот метод не пригоден для армирования алюминиевых сплавов, легированных кремнием и магнием, ввиду практически полного прекращения синтеза карбида титана и активного формирования алюмосилицидов и алюминидов титана, что согласуется с работой [22].

СВС-реакция в прессовках из смеси порошков Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> и Ti в условиях нагрева со скоростью до 6000 град/ч приводит к формированию дисперсных карбидов TiC и Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> глобулярной формы в матрице из Al<sub>3</sub>Ti. С дальнейшим повышением скорости нагрева и увеличения теплоотвода растет количество неравновесных фаз, формирующихся при реакции. Обнаруженное в таких условиях формирование металлического алюминия и промежуточных карбидов позволило предположить стадийность протекания реакции между титаном и карбидом алюминия.

Введение в алюминиевый расплав брикетов после инициирования в них СВС-реакции не обеспечивает растворения матрицы и распределения в объеме расплава карбидов титана. Это требует предварительного их измельчения. Ex-situ армирование алюминия порошками TiC–Al<sub>3</sub>Ti характеризуется высокой эффективностью ввиду хорошего смачивания их поверхности алюминиевыми расплавами и последующего активного растворения матрицы Al<sub>3</sub>Ti. При этом происходит перекристаллизация

фазы  $Al_3Ti$ , а высвободившиеся карбиды титана в виде скоплений распределяются в объеме расплава. Получаемые при этом материалы превосходят по характеристикам композиты, армированные ex-situ порошками TiC аналогичной дисперсности. Это позволяет рекомендовать использование порошков TiC- $Al_3Ti$  в качестве наполнителей для получения дискретно армированных алюмоматричных композиционных материалов.

*Работа выполнена в рамках гранта МОН РК №0676/ГФ4 «Разработка новых литых алюмоматричных композиционных материалов триботехнического назначения и совершенствование технологии и оборудования для их получения».*

*При выполнении работы использовалось оборудование Национальной научной лаборатории коллективного пользования по приоритетному направлению «Технологии для углеводородного и горно-металлургического секторов и связанных с ними сервисных отраслей».*

*Авторы выражают благодарность ведущему научному сотруднику Сукурову Б.М.*

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1 Pramod S.L., Bakshi S.R., Murty B.S. Aluminum-Based Cast In Situ Composites: A Review // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2015. – V. 24. N 6. – P. 2185–2207. DOI:10.1007/s11665-015-1424-2.
- 2 Михеев Р.С., Чернышова Т.А. Дискретно армированные композиционные материалы системы Al-TiC. Обзор // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. – № 11. – С. 44–53.
- 3 Луц А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.
- 4 Mazaheri M., Meratan R., Emadi A., Najarian R. Comparison of microstructural and mechanical properties of Al-TiC, Al- $B_4C$  and Al-TiC- $B_4C$  // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – V. 560. – P. 278–287. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.068.
- 5 Луц А.Р., Макаренко А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – 175 с.
- 6 Amosov A.P., Luts A.R., Makarenko A.G., Yakubovich E.A. SHS of composition alloys in aluminum melt // IX International. Symp. on Selfpropagating High-temperature Synthesis. – Dijon, France, 2007.
- 7 Liang Y.F., Dong S.Q. Microstructure and tensile properties of in-situ TiC<sub>p</sub>/Al – 4.5 wt. % Cu composites obtained by direct reaction synthesis // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – V. 527. N 29–30. – P. 7955–7960. DOI: 10.1016/j.msea.2010.08.098.
- 8 Bin Yang, Guisheng Gan, Lu Yang, Miao Sun, Haibo Zhang, Zhigang Zak Fang. Microstructural characterization and wear behavior of in-situ TiC/7075 composites synthesized by displacement reactions and spray forming // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – V. 528. N 18. – P. 5649–5655. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.103.
- 9 Dongshuai Zhou, Feng Qiu, Qichuan Jiang. The nano-sized TiC particle reinforced Al-Cu matrix composite with superior tensile ductility // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – V. 622. – P. 189–193. DOI: 10.1016/j.msea.2014.11.006.
- 10 Nukami T., Flemings M.C. In-situ synthesis of TiC particulate reinforced aluminium matrix composites // Metallurgical and Materials Transactions a. – 1995. – V. 26. – P. 1877–1884. DOI: 10.1007/BF02670775.
- 11 Nukami Tetsuya. The growth of TiC particles in an Al matrix // Journal of Materials Science Letters. – 1998. – V. 17. – P. 267–269. DOI: 10.1023/A:1006513118128.
- 12 Delannay F., Froyen L., Deruyttere D. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal matrix composites // Journal of Materials Science. – 1987. – V. 22. – P. 1–16. DOI: 10.1007/BF01160545
- 13 Leon C.A., Lopez V.H., Bedolla E. Wettability of TiC by commercial aluminum alloys // Journal of Materials Science. – 2002. – V. 37. – P. 3509–3514. DOI: 10.1023/A:1016523408906
- 14 Qiaoli Lin, Ping Shen, Longlong Yang, Shenbao Jin, Qichuan Jiang. Wetting of TiC by molten Al at 1123–1323 K // Acta Materialia. – 2011. – V. 59. N 5. – P. 1898–1911. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.055.
- 15 Huabing Yang, Tong Gao, Haichao Wang, Xiangfa Liu. Influence of C/Ti stoichiometry in TiC<sub>x</sub> on the grain refinement efficiency of Al-Ti-C master alloy. // Journal of Materials Science & Technology. – 2017. – V. 33. N 7. – P. 616–622. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.04.015.
- 16 Nakata H., Chon T., Kanetake N. Fabrication and mechanical properties of in-situ formed carbide particulate reinforced aluminum composite // Journal of Materials Science. – 1995. – V. 30. – P. 1719–1727. DOI: 10.1007/BF00351601.
- 17 Guoqing Xiao, Fan Quncheng, Gu Meizhuan, Jin Zhihao. Microstructural evolution during the combustion synthesis of Al – TiC cermet with larger metallic particles // Materials Science and Engineering. – 2006. – V. 425. – P. 318–325. DOI: 10.1016/j.msea.2006.03.076.
- 18 Song M.S., Huang B., Zhang M.X., Li J.G. Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al-Ti-C elemental powders // Int. J. Refractory Met. Hard. Mater. – 2009. – V.27. – P. 584 – 589. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.09.009
- 19 Паничкин А.В., Кшибекова Б.Б., Имбарова А.Т., Джумабеков Д.М., Алибеков Ж.Ж. Формирование карбида титана в алюминиевом расплаве при взаимодействии растворенного титана с карбидом алюминия. // Научное наследие Ш. Есенова – Сатпаевские чтения КазНИТУ им. К.И. Сатпаева: матер. междунар. конф. – Алматы, Казахстан, 2017. – С. 567–571. Электрон. сб. www.kaznitu.kz. -
- 20 Yeh C.L., Shen Y.G. Effects of TiC and Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> addition on combustion synthesis of Ti<sub>2</sub>AlC // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – V. 470. N 1–2. – P. 424–428. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.02.086.
- 21 Shinobu Hashimoto, Noriko Nishina, Kiyoshi Hirao, You Zhou, Hideki Hyuga, Sawao Honda, Yuji Iwamoto. Formation mechanism of Ti<sub>2</sub>AlC under the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) mode // Materials Research Bulletin. – 2012. – V. 47. N 5. – P. 1164–1168. DOI: 10.1016/j.materresbull.2012.02.003.
- 22 López V.H., Scoles A., Kennedy A.R. The thermal stability of TiC particles in an Al7wt. % Si alloy // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – V. 356. N 1–2. – P. 316–325. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00143-6.
- 23 Паничкин А.В., Карпенюк А.Н., Вайсман А.Д., Кшибекова Б.Б. Контактное взаимодействие расплава алюминия с неметаллическими материалами (C, SiC, CaSiO<sub>3</sub>) // Комплексное использование минерального сырья. – 2009. – № 1. – С. 68–74

## REFERENCES

- 1 Pramod S.L., Bakshi S.R., Murty B.S. Aluminum-based cast in-situ composites. Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. **2015**. 24. 2185–2207. DOI:10.1007/s11665-015-1424-2. (in Eng.)
- 2 Mikheyev R.S., Chernyshova T.A. *Diskretno armirovannyye kompozitsionnyye materialy sistemy Al-TiC* (Discretely reinforced composite materials of the Al-TiC system). *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyeni*. = *Blanking Productions in Mechanical Engineering*. **2008**. 11. 44–53. (in Russ.)
- 3 Luts A.R., Galochkina I.A. *Alyuminiyevyye kompozitsionnyye splavy - splavy budushchego* (Aluminum composite alloys - alloys of the future). Samara: SamSTU, **2013**, 82. (in Russ.)
- 4 Mazaheri M., Meratian R., Emadi A., Najarian R. Comparison of microstructural and mechanical properties of Al-TiC, Al-B<sub>4</sub>C and Al-TiC-B<sub>4</sub>C. *Materials Science and Engineering*. **2013**. 560. 278–287. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.068. (in Eng.)
- 5 Luts A.R., Makarenko A.G. *Samorasprostranyayushchisya vysokotemperaturnyy sintez alyuminiyevykh splavov* (Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum alloys). Samara: SamSTU, **2008**, 175. (in Russ.)
- 6 Amosov A.P., Luts A.R., Makarenko A.G., Yakubovich E.A. SHS of composition alloys in aluminum melt. *IX Internation. Sym. on Selfpropogating High-temperature Synthesis: proceedings of Symp.* Dijon, France, **2007**. (in Eng.)
- 7 Liang Y.F., Dong S.Q. Microstructure and tensile properties of in-situ TiC<sub>p</sub>/Al-4.5 wt. % Cu composites obtained by direct reaction synthesis. *Materials Science and Engineering: A*. **2010**. 527. 29–30. 7955–7960. DOI: 10.1016/j.msea.2010.08.098. (in Eng.)
- 8 Bin Yang, Guisheng Gan, Lu Yang, Miao Sun, Haibo Zhang, Zhigang Zak Fang. Microstructural characterization and wear behavior of in situ TiC/7075 composites synthesized by displacement reactions and spray forming. *Materials Science and Engineering: A*. **2011**. 528. 5649–5655. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.103. (in Eng.)
- 9 Dongshuai Zhou, Feng Qiu, Qichuan Jiang. The nano-sized TiC particle reinforced Al-Cu matrix composite with superior tensile ductility. *Materials Science and Engineering: A*. **2015**. 622, 189–193. DOI: 10.1016/j.msea.2014.11.006. (in Eng.)
- 10 Nukami T., Flemings M.C. In-situ synthesis of TiC particulate reinforced aluminium matrix composites. *Metallurgical and Materials Transactions. A*. **1995**. 26. 1877–1884. DOI: 10.1007/BF02670775. (in Eng.)
- 11 Nukami Tetsuya. The growth of TiC particles in an Al matrix. *Journal of Materials Science Letters*. **1998**. 17. 267–269. DOI: 10.1023/A:1006513118128 (in Eng.)
- 12 Delannay F., Froyen L., Deruyttere D. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal matrix composites. *Journal of Materials Science*. **1987**. 22. 1–16. DOI: 10.1007/BF01160545. (in Eng.)
- 13 Leon C.A., Lopez V.H., Bedolla E. Wettability of TiC by commercial aluminum alloys. *Journal of Materials Science*. **2002**. 37. 3509–3514. DOI: 10.1023/A:1016523408906 (in Eng.)
- 14 Qiaoli Lin, Ping Shen, Longlong Yang, Shenbao Jin, Qichuan Jiang. Wetting of TiC by molten Al at 1123–1323 K. *Acta Materialia*. **2011**. 59. 5. 1898–1911. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.055. (in Eng.)
- 15 Huabing Yang, Tong Gao, Haichao Wang, Xiangfa Liu. Influence of C/Ti stoichiometry in TiC<sub>x</sub> on the grain refinement efficiency of Al-Ti-C master alloy. *Journal of Materials Science & Technology*. **2017**. 33. 616–622. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.04.015. (in Eng.)
- 16 Nakata H., Chon T., Kanetake N. Fabrication and mechanical properties of in situ formed carbide particulate reinforced aluminum composite. *Journal of Materials Science*. **1995**. 30. 1719–1727. DOI: 10.1007/BF00351601. (in Eng.)
- 17 Guoqing Xiao, Fan Quncheng, Gu Meizhuan, Jin Zhihao. Microstructural evolution during the combustion synthesis of Al - TiC cermet with larger metallic particles. *Materials Science and Engineering*. **2006**. 425. 318–325. DOI: 10.1016/j.msea.2006.03.076 (in Eng.)
- 18 Song M.S., Huang B., Zhang M.X., Li J.G. Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al-Ti-C elemental powders. *Int. J. Refractory Met. Hard. Mater*. **2009**. 27. 584 – 589. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.09.009 (in Eng.)
- 19 Panichkin A.V., Kshibekova B.B., Imbarova A.T., Dzhumabekov D.M., Alibekov Zh.Zh. *Formirovanie karbida titana v alyuminiyevom rasplave pri vzaimodejstvii rastvorenogo titana s karbidom alyuminiya*. (Formation of titanium carbide in an aluminum melt during the interaction of dissolved titanium with aluminum carbide). *Nauchnoye nasledie Sh. Esenova – Satpayevskiy chteniye: mater. Mezhdunar. konf.* (Scientific Heritage of Sh. Esenov - Satpaev Readings: proceedings of Internation. Conf.), Almaty, Kazakhstan, **2017**. 567–571. (in Russ.)
- 20 Yeh C.L., Shen Y.G. Effects of TiC and Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> addition on combustion synthesis of Ti<sub>2</sub>AlC. *Journal of Alloys and Compounds*. **2009**. 470. 424–428. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.02.086. (in Eng.)
- 21 Shinobu Hashimoto, Noriko Nishina, Kiyoshi Hirao, You Zhou, Hideki Hyuga, Sawao Honda, Yuji Iwamoto. Formation mechanism of Ti<sub>2</sub>AlC under the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) mode. *Materials Research Bulletin*. **2012**. 47. 1164–1168. DOI: 10.1016/j.materresbull.2012.02.003. (in Eng.)
- 22 Lpez V.H., Scoles A., Kennedy A.R. The thermal stability of TiC particles in an Al7wt. % Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*. **2003**. 356. 316–325. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00143-6. (in Eng.)
- 23 Panichkin A.V., Karpenyuk A.N., Vajsman A.D., Kshibekova B.B. *Kontaktnoe vzaimodejstvie rasplava alyuminiya s nemetallicheskim materialami (S, SiC, CaSiO<sub>3</sub>)* (Contact interaction of aluminum melt with nonmetallic materials). *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya = Complex use of mineral resources*. **2009**. 1. 68–74. (in Russ.)

## ТҮЙІНДЕМЕ

Жұмыста дискретті карбид титанмен толтырылған құйма алюмоматрицалы композитті материалды алу және сипаттамаларын жоғарылату әдісі бойынша жетілдіру мақсатында, in-situ және ex-situ әдістерімен армиленген композиттердің құрылы мен қасиеттерін зерттеулер келтірілген. Ол үшін титан және карбид, рафит және титан ұнтақ қоспаларынан жасалған прессовканы енгізу барысында TiC қабаты астын синтездеу әдісін қолданылған және AlnTim матрицасындағы TiC және TiC ұнтағын алюминий құймасында синтездеп механикалық араластыру. In-situ әдісі алюминий және оның құймаларын карбид титан бөлшектерімен дискретті армилеу төмен эффективтілігімен сипатталады, ол пресстеу көлеміндегі титан ұнтағының интенсивті араласуымен байланыстылығы көрсетілген. Осы

әдіс магний немесе кремниймен легирленген алюминий құймаларын армирлеу үшін жарамсыз болып табылады. Титан алюминидтары мен алюмосилицидтарын активті құрылуы және титан карбидының синтезін іс жүзінде толық тоқтатылу болғандықтан балқытпаның шашыратуымен бірге жүреді. 6000 град/сағ дейінгі қыздыру жылдамдығы шартында  $Al_4C_3$  және Ti арасындағы СВС-реакция  $Al_3Ti$  матрицасындағы TiC және  $Ti_3AlC_2$  глобуляр пішіні дисперсті карбидтің құрылуына алып келеді. Қыздыру жылдамдығын арттыруымен және жылу қайтарғыштың ұлғаюнан реакция кезіде тепе-тең емес фазалар пайда болады. Мұндай шарттарда реакцияның сатылығы туралы болжауға мүмкіндік берді және алюминийдың карбидымен анықталды. Бірінші кезеңде алюминий және титан карбиді және қалыптасады және келесі ретте титанмен реакцияға түседі. СВСтың реакциясы орнағаннан кейін алюминий құймасына брикеттерді енгізгеннен кейін, матрицаның еруі мен құйманың көлемінде карбид титанның таралуын қамтамасыз етпейді. Бұл алдын-ала оларды ұнтақтауды қажет етеді. TiC- $Al_3Ti$  алюминиді ұнтақтармен Ex-situ армирлеу,  $Al_3Ti$  матрицалары белсенді ериді және алюминий балқытпалары олардың бетінде жақсы араласады, жақсы нәтижемен сипатталады. Биік тиімділік болғандықтан сипатталады және матрица  $Al_3Ti$  келесі белсенді еруі.  $Al_3Ti$  фаза бұл ретте қайта кристалданады. Содан кейін  $Al_3Ti$  фазасы қайта кристалданады, ал босатылған карбидтер жиналған түрде, балқытпа көлемінде тарайды. TiC ұнтағымен ex-situ армирленген композит қасиеттеріне ие болатын материал алынады. Бұл TiC- $Al_3Ti$  ұнтақтарды пайдаланып, дискретті армирленген алюмоматрицалық композитті материалдарды алуға мүмкіндік беретінін нұсқайды.

**Түйін сөздер:** дискретті толтырғыш, титан карбиді, титан алюминиді, құймалы алюмоматрицалы композитті материал.

### ABSTRACT

In order to improve the method for obtaining cast aluminum-matrix composites dispersion-filled by titanium carbide and to increase characteristics of these materials were investigated the structure and properties of the composites reinforced by in-situ and ex-situ methods. For this aim were used the synthesis of the TiC under the melt layer by the introduction of compacts of pressed mixture of powders of titanium and graphite, titanium and aluminum carbide and mechanical mixing into the aluminum melt of the pre-synthesized powders of TiC and TiC in the  $Al_3Ti$  matrix. It was found that the in-situ method of reinforcing aluminum and aluminum alloys with discrete particles of titanium carbide has low efficiency, because of intensive wetting of titanium powders by melt in the volume of compacts, when they are introduced. As a result, the actively formed  $Al_3Ti$  phase prevents the flowing self-propagating high-temperature synthesis (SHS) between titanium and carbon or aluminum carbide. It was established, that this method is not suitable for reinforcing aluminum alloys, doped with silicon and magnesium, in view of the almost complete cessation of the synthesis of titanium carbide and the active formation of titanium aluminosilicides and aluminides, which is accompanied by spattering of the melt. The SHS-reaction between  $Al_4C_3$  and Ti under heating conditions at a rate up to 6000 °C per hour leads to the formation of dispersed TiC and  $Ti_3AlC_2$  of globular shape in an  $Al_3Ti$  matrix. With rise of the heating rate and the heat dissipation, the number of non-equilibrium phases formed during the reaction increases. The formation of metallic aluminum found under such conditions allows suggest that the reaction between titanium and aluminum carbide is going by stages. The introduction of briquettes into the aluminum melt after initiation of the SHS-reaction in them does not ensure the dissolution of the matrix and the distribution of titanium carbide in the volume of the melt. This requires their preliminary grinding. Ex-situ aluminum reinforcement with TiC- $Al_3Ti$  powders is high efficiency due to good wetting of their surface by aluminum melts and subsequent active dissolution of the  $Al_3Ti$  matrix. In this case, the  $Al_3Ti$  phase is recrystallized, and the released titanium carbides are distributed in the form of clusters in the melt volume. The resulting materials are superior to the characteristics of the composites reinforced with ex-situ TiC powders of same dispersity. This allows recommend the usage of TiC- $Al_3Ti$  powders as fillers to obtain discretely reinforced aluminum-matrix composite materials.

**Keywords:** discrete filler, titanium carbide, titanium aluminide, cast aluminum-matrix composite material

*Поступила 01.03.2018.*