

УДК 621.74:669.018.9

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-47-58

Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами

© 2016 г. **Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин**

Владимирский государственный университет (ВлГУ)

им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых

Статья поступила в редакцию 16.09.15 г., доработана 18.01.16 г., подписана в печать 11.02.16 г.

Показаны технологические возможности самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при получении композиционных сплавов на алюминиевой основе жидкофазными методами для изготовления фасонных изделий. Выполнены термодинамические расчеты реакций между исходными компонентами и предложена схема их взаимодействия. Установлено влияние различных способов подготовки порошковых прекурсоров на интенсивность реакционного взаимодействия. Приведены сравнительные данные по литейным свойствам композиционных сплавов, полученных с применением СВС-процесса. Разработана технология изготовления отливок из таких материалов и представлены результаты их опытно-промышленных испытаний.

Ключевые слова: алюмоматричные композиционные сплавы, механическая активация, порошковые прекурсоры, термодинамические параметры, жидкофазная технология, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Прусов Е.С. – канд. техн. наук, доцент кафедры технологии функциональных и конструкционных материалов (ТФиКМ) ВлГУ (600000, Владимир, ул. Горького, 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

Панфилов А.А. – канд. техн. наук, профессор кафедры ТФиКМ ВлГУ. E-mail: panfilov@vlsu.ru.

Кечин В.А. – докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой ТФиКМ ВлГУ. E-mail: kechin@vlsu.ru.

Для цитирования: Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 2. С. 47–58. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-47-58.

Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A.

Role of powder precursors in composite alloy production using liquid-phase methods

The study describes technological capabilities of self-propagating high-temperature synthesis (SHS) in the production of aluminum-based composite alloys with liquid-phase methods for shaped casting manufacturing. Thermodynamic calculations of reactions between the original components were made and the scheme of their interaction was proposed. The impact of different methods of powdered precursor preparation on the reaction intensity was defined. Comparative data was given for the casting properties of the composite alloys produced using SHS. The production technology was developed for the composite-alloy castings and the results of their pilot testing were presented.

Keywords: aluminum matrix composite alloys, mechanical activation, powder precursors, thermodynamic parameters, liquid-phase technology, self-propagating high-temperature synthesis.

Prusov E.S. – Cand. Sci., Associate Professor of the Department of functional and constructional materials technology, Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs (VISU) (600000, Russia, Vladimir, Gorky str., 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

Panfilov A.A. – Cand. Sci., Professor of the same Department of VISU. E-mail: panfilov@vlsu.ru.

Kechin V.A. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of the same Department of VISU. E-mail: kechin@vlsu.ru.

Citation: Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Rol' poroshkovykh prekursurov pri poluchenii kompozitsionnykh spлавov zhidkofaznymi metodami. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 2. С. 47–58. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-47-58.

Введение

На современном этапе развития машиностроения требования к эксплуатационным характеристикам литых изделий постоянно возрастают. Потенциальные возможности традиционных металлов и сплавов с точки зрения достижения за-

данного уровня свойств к настоящему времени практически исчерпаны. Один из путей решения этой актуальной проблемы связан с разработкой композиционных сплавов (КС), представляющих собой особый класс гетерофазных материалов

функционального и конструкционного назначения, состоящих из металлической основы (матрицы), армированной распределенными в ней тугоплавкими высокомодульными частицами, не растворяющимися в металле матрицы при температурах получения и в условиях эксплуатации изделий. Применение КС позволяет существенно расширить температурно-силовые интервалы работы изделий при одновременном повышении их надежности и долговечности, в том числе в условиях абразивного изнашивания, сухого и граничного трения [1–3].

Основной проблемой при получении композиционных сплавов жидкофазными методами является обеспечение физико-химической совместимости матрицы и армирующей фазы. Поскольку КС представляют собой гетерофазные системы с развитой сетью внутренних границ раздела фаз, их приготовление сопровождается активным протеканием таких процессов межфазного взаимодействия, как взаимная диффузия и химические реакции между матричным расплавом и армирующими частицами [4]. Очевидно, что при получении КС с заданными свойствами необходимо ограничивать это взаимодействие, исключая возможную деградацию армирующей фазы и, как следствие, снижение эксплуатационных характеристик литых изделий. С учетом изложенного технологические процессы производства композиционных сплавов на алюминиевой основе постоянно совершенствуются, однако до настоящего времени универсальные способы получения различных по составу КС не разработаны.

В зависимости от принципа реализации схемы армирования сплава различают две основные группы методов изготовления композиционных материалов — экзогенное или эндогенное армирование [5].

Экзогенное армирование предусматривает замешивание армирующих частиц в матричный расплав в различных вариантах его реализации, которые зависят от метода воздействия на композиционный расплав: с помощью импеллера, ультразвуковых колебаний, газовой струи или путем плазменной инъекции с использованием плазмотрона [6–8]. Существенными недостатками экзогенного армирования являются повышенное окисление матричных сплавов в процессах замешивания армирующих частиц, неконтролируемое замешивание оксидных плен и газовых пузырей в расплав, низкая адгезионная связь на межфазных границах.

Частичного устранения указанных недостатков можно достичь путем наложения давления при кристаллизации композиционного расплава [9]. Однако значительно большую эффективность в решении этих проблем обеспечивает использование эндогенного армирования алюминиевых сплавов, основанного на протекании реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) армирующих фаз непосредственно в матричном расплаве [10–13].

Композиционные сплавы, полученные в таких процессах, характеризуются высокой термодинамической стабильностью, лучшим распределением и дисперсностью наполнителя, максимальным уровнем связей на поверхностях раздела матрицы и армирующих компонентов благодаря близкому решеточному соответствию контактирующих фаз, что в итоге обеспечивает достижение более высоких механических и эксплуатационных свойств [14, 15].

В основе СВС-процесса лежит способность высокоэкзотермических реакций к протеканию в режиме самораспространения с образованием конечного продукта в конденсированной фазе без участия газообразных реагентов [16–19]. Сущность СВС состоит в том, что после локального инициирования реакции взаимодействия в тонком слое смеси исходных реагентов фронт горения самопроизвольно распространяется по всей системе благодаря теплопередаче от горячих продуктов к ненагретым исходным веществам, в которых также инициируется реакция [20–23].

В условиях жидкофазного СВС-процесса формирование новых эндогенных армирующих фаз происходит в результате контролируемых экзотермических реакций между порошкообразными компонентами-прекурсорами, взаимодействующими как между собой, так и с матричным расплавом [24, 25]. Важно, что жидкофазный СВС-процесс позволяет вводить в матричный расплав высокодисперсные (в том числе наноразмерные) экзогенные армирующие частицы, введение которых методом механического замешивания затруднительно или невозможно [26, 27].

По данным обзора [28], для получения алюмоматричных композиционных сплавов методами эндогенного армирования с применением жидкофазного СВС-процесса успешно опробованы такие системы порошковых прекурсоров, как Al–Ti, Al–TiO₂, Al–Ti–C, Al–Ti–B и др. Перспективность изготовления литых КС на основе системы

Al—TiO₂—В обусловлена тем, что синтезируемые в ней эндогенные соединения TiB₂, Al₂O₃ и Al₃Ti способны одновременно выполнять как армирующую, так и модифицирующую функции.

Однако в мировой практике композиты на основе указанной СВС-системы получают в основном твердофазными методами [29, 34]. Согласно [31] добавление аморфного бора в систему Al—TiO₂ устраняет негативное влияние крупных иглообразных включений фазы Al₃Ti на прочность и пластичность получаемых изделий. Выявлено, что в тройной системе Al—TiO₂—В интерметаллиды Al₃Ti имеют блочную форму и меньшие размеры, а образующаяся фаза TiB₂ обеспечивает дополнительное повышение свойств и характеристик изделий из композитов. Приведенные сведения свидетельствуют об актуальности работ в направлении создания жидкофазных технологий получения КС с использованием порошковых прекурсоров системы Al—TiO₂—В.

Особенности взаимодействия фаз при протекании процессов высокотемпературного синтеза в расплаве обеспечивают возможность реализации новых подходов к формированию схемы армирования, основанных на комбинации эндогенного и экзогенного армирования матричного сплава частицами различных природы и размеров [32]. Алюоматричные КС, получаемые в таких процессах, содержат эндогенные армирующие фазы, образующиеся в ходе реакций между компонентами-прекурсорами в матричном расплаве, и экзогенные армирующие фазы (например, SiC), условия для усвоения которых создаются при протекании экзотермических реакций синтеза эндогенных фаз. Такой подход позволяет существенно расширить потенциальные возможности материалов с точки зрения формирования заданных свойств, обеспечивая более высокую эффективность их применения.

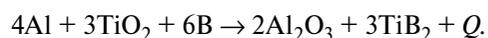
Целью настоящей работы являлось установление роли порошковых прекурсоров при получении алюоматричных композиционных сплавов для изготовления фасонных отливок на основе оценки термодинамических характеристик и технологических возможностей жидкофазного СВС-процесса.

Методика исследований

Объектами исследования служили композиционные сплавы системы Al—Al₂O₃—Al₃Ti—TiB₂—SiC (исходные СВС-системы составов Al—TiO₂—В и Al—TiO₂—В—Ti—SiC). Для формирования в объе-

ме матричного сплава заданных эндогенных армирующих фаз в условиях жидкофазного СВС-процесса в качестве исходных компонентов шихты использованы порошки алюминия марки А99 ($d = 50 \pm 200$ мкм) и титана ПТХ (≤ 315 мкм), а также диоксида титана Р-02 (50—100 мкм) и аморфного бора (≤ 63 мкм). При их взаимодействии друг с другом и с матричным расплавом протекают различные экзотермические реакции, приводящие к образованию новых эндогенных армирующих и модифицирующих фаз: TiB₂, Al₂O₃, Al₃Ti, AlTi и др. В качестве экзогенной армирующей фазы в состав исходного порошкового брикета дополнительно вводились частицы карбида кремния фракции 14 мкм.

Расчет необходимого количества исходных компонентов порошковой СВС-шихты проводили по стехиометрическим соотношениям согласно обобщенному уравнению реакции



Перед смешиванием порошки просушивали для удаления адсорбированной влаги при температуре 110—120 °С. Для сравнительной оценки различных вариантов смешивания и механической активации исходных порошков применяли планетарную шаровую мельницу Fritsch Pulverisette 6 и пружинную мельницу оригинальной конструкции Могилевского машиностроительного института. Приготовленные порошковые смеси прессовали на лабораторном гидравлическом прессе Carver 3664 в цилиндрические брикеты диаметром 10 мм и высотой 8—10 мм до остаточной пористости 30—35 %.

Оценку характера СВС-реакции в порошковых смесях при различных способах их подготовки проводили методом термического анализа при нагреве брикетов в печной атмосфере до температуры инициации реакционного взаимодействия (согласно экспериментальным данным составляющей 700—750 °С). Для измерения температуры и записи термограмм применяли электронный потенциометр КСП-4, работающий в комплекте с W—Re-термопарой ВР 5/20, которую устанавливали в отверстие, просверленное в прессованном брикете, и фиксировали экзотермический эффект в ходе реакционного взаимодействия.

На этапе реализации жидкофазной технологии получения КС матричный сплав АК12М2МгН (химический состав соответствовал ГОСТ 1583-93) расплавляли в алундовом тигле емкостью 0,3 кг

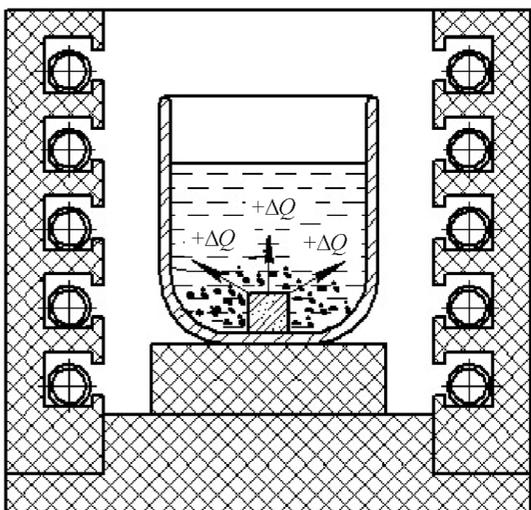


Рис. 1. Схема получения композиционных сплавов методом жидкофазного СВС-процесса

по алюминию в настольной лабораторной печи сопротивления типа САТ, перегревали до 900 °С и вводили в него брикетированную СВС-шихту (рис. 1) [33]. После выдержки в течение 15–20 мин расплав тщательно перемешивали для устранения структурной неоднородности и разливали при температуре 750 °С в металлическую изложницу для получения образцов диаметром 20 мм и высотой 80–100 мм для последующего изучения их структуры и эксплуатационных характеристик.

Внутреннее строение порошковых брикетов изучали на рентгеновской установке с функцией компьютерной томографии Phoenix Nanotex 180 при следующих режимах сканирования: напряжение 160 кВ; время экспозиции на одну проекцию 333 мс; пространственное разрешение (размер вокселя) 10 мкм.

Исследования микроструктуры литых образцов композиционных сплавов проводили на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 200 3D. Шлифы для металлографического анализа готовили с помощью установки Полилаб П22М. Фазовый анализ осуществляли на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE («Bruker AXS», Германия) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении с длиной волны 1,5406 Å при шаге сканирования 0,05° (2θ). Расшифровку дифрактограмм проводили в программном комплексе Diffrac.Suite с использованием базы данных ICDD PDF-2.

Компоненты для эндогенного армирования композиционных сплавов выбрали на основе предварительного термодинамического анализа.

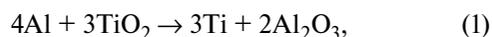
Прогнозную оценку характера и механизма взаимодействия реакционно-активных порошковых прекурсоров между собой и с матричным алюминиевым расплавом проводили путем расчета тепловых эффектов и изобарно-изотермических потенциалов реакций при заданной температуре с использованием базы данных NIST Chemistry WebBook по известным соотношениям химической термодинамики. Для выполнения расчетов и визуализации результатов применяли программный пакет MathCAD 14. Результаты термодинамических расчетов сопоставляли с данными рентгенофазового анализа.

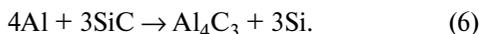
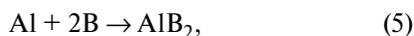
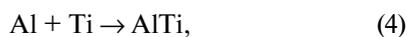
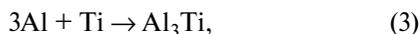
Эксперименты по определению жидкотекучести литых композиционных сплавов осуществляли с помощью спиральной пробы по ГОСТ 16438-70 при температурах заливки от 700 до 750 °С. Линейную усадку сплавов определяли по ГОСТ 16817-71 при температуре заливки 750 °С.

Опытную партию отливок из КС для испытаний в реальных условиях эксплуатации получали с применением специально сконструированной и изготовленной кокильной оснастки. Плавку вели в электрической печи сопротивления шахтного типа с графитошамотным тиглем ТГ-100. Прессование брикетов из исходных СВС-смесей осуществляли на гидравлическом прессе П6328 Оренбургского ПО «Гидропресс» при давлении 50–60 МПа в стальной пресс-форме диаметром 70 мм. Получаемые литые заготовки представляли собой втулки с внешним диаметром 130 мм, внутренним — 80 мм и высотой 110 мм. Втулки были переданы в ООО «УМСП-2» (г. Владимир) для механической обработки по заданным размерам для получения изделий № 4124.16.46.151 (втулка катка экскаватора мод. ЭО-4124) с последующим проведением опытных испытаний в условиях предприятия.

Результаты и их обсуждение

Понимание закономерностей взаимодействия реагирующих компонентов в условиях жидкофазного СВС-процесса необходимо для управления процессами структурообразования изделий из композитов. На рис. 2, а приведены температурные зависимости изобарно-изотермических потенциалов (ΔG^0) наиболее значимых реакций межфазного взаимодействия в композиционных системах $\text{Al-TiO}_2\text{-B}$ и $\text{Al-TiO}_2\text{-B-Ti-SiC}$:





По абсолютному значению ΔG^0 реакция (1) намного превышает остальные, следовательно, в рассматриваемой системе она будет иметь приоритетное развитие. Большие отрицательные значения ΔG^0 реакций (2) и (3) также позволяют судить о значительных потенциальных возможностях их протекания в заданных условиях. Характер изменения ΔG^0 реакции (6) с ростом температуры свидетельствует о необходимости строгого контроля температурно-временных параметров приготовления композиционных сплавов для исключения образования нежелательного карбида алюминия и недопущения деградации экзотермической фазы SiC.

Основываясь на результатах выполненных расчетов, можно выделить 3 этапа взаимодействия компонентов в модельной системе Al—TiO₂—В (рис. 2, б). В рассматриваемой системе равновесие реакции (1) сильно смещено в сторону образования продуктов взаимодействия согласно расчетной зависимости

$$\lg K = \frac{113676,77}{T} + 5,772.$$

Термодинамические расчеты показывают, что алюминотермическое восстановление титана из его оксида по реакции (1) сопровождается (в сравнении с другими реакциями в системе Al—TiO₂—В) наибольшим уменьшением изобарно-изотермического потенциала ($\Delta G^0_{900} = -551,05$ кДж/моль) и выделением значительного количества теплоты (543,75 кДж/моль при $t = 900$ °С), что резко поднимает температуру системы и инициирует реакции образования борида титана (2) и триалюминид титана (3). Формирование последнего обусловлено значительным избытком алюминия.

Большое влияние на интенсивность СВС-процесса в технологии получения композиционных сплавов имеют способы механической активации (МА) исходных порошковых компонентов [34]. В ходе активирования порошков в высокоэнергонапряженных мельницах увеличиваются число и площадь контактов между компонентами, происходят диспергирование частиц и образование в них различных структурных дефектов, внедрение твердых неметаллических частиц в пластичные частицы титана и алюминия, что в итоге повышает реакционную способность порошковой смеси [35]. Последующая термическая активация реакционного взаимодействия в такой системе приведет к инициированию экзотермического процесса, при котором фронт горения будет распространяться по

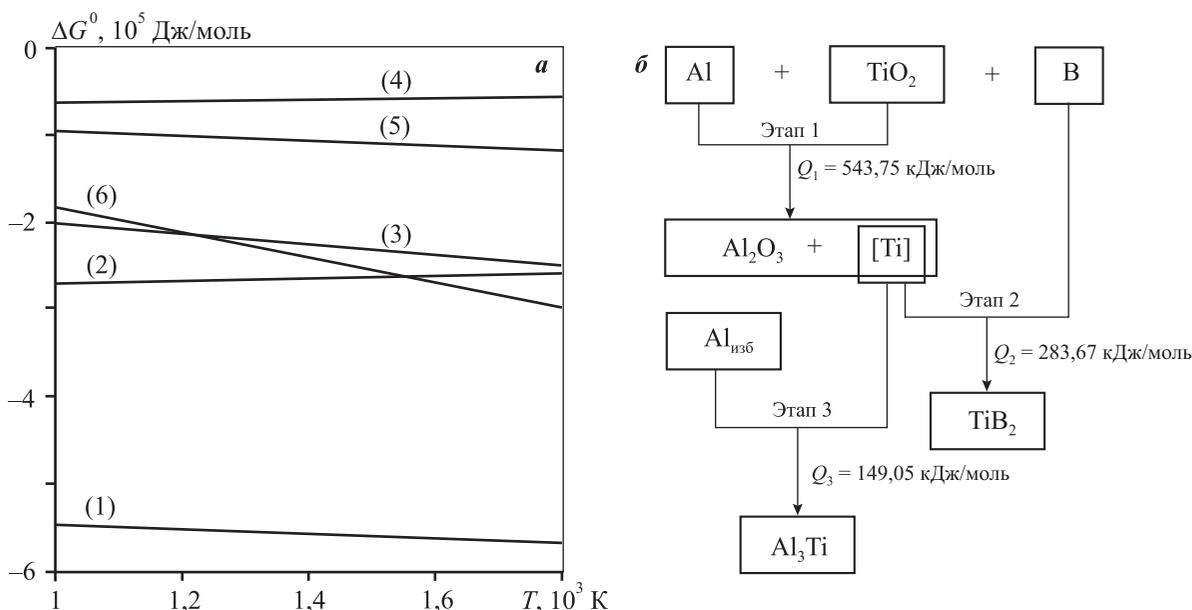


Рис. 2. Температурные зависимости ΔG^0 реакций (1)–(6) в системах Al—TiO₂—В и Al—TiO₂—В—Ti—SiC (а) и этапы химического взаимодействия компонентов при $t = 900$ °С (б)

объему порошкового брикета в самопроизвольном режиме.

Для иллюстрации изложенного проведена оценка влияния различных способов МА на реакционную активность порошковых СВС-смесей системы $Al-TiO_2-B-Ti-SiC$, используемых в качестве прекурсоров при получении алюмоматричных композиционных сплавов жидкофазными методами. При подготовке порошковых смесей в шаровой и пружинной мельницах реализуются различные механизмы механической активации, что отражается на характере СВС-реакции.

При подготовке смеси в планетарной шаровой мельнице в течение 30–40 мин температура инициации реакционного взаимодействия составляет 740 °С, а максимальная температура процесса достигает 1610 °С. Активация смеси в высокоскоростной пружинной мельнице позволила первую снизить до 710 °С, а последнюю поднять до 1800 °С при одновременном уменьшении времени перемешивания порошковых компонентов до 5–7 мин (рис. 3).

Таким образом, смесь из пружинной мельницы реагирует с большей экзотермичностью в сравнении со смесью, подготовленной в шаровой мельнице. Это способствует более полному и глубокому протеканию реакционного синтеза, обеспечивая формирование заданных эндогенных армирующих фаз и хорошее смачивание матричным расплавом экзогенных частиц SiC в условиях жидкофазного совмещения. Кроме того, более низкая температура начала реакции при МА смеси в пружинной мельнице позволяет получать КС при

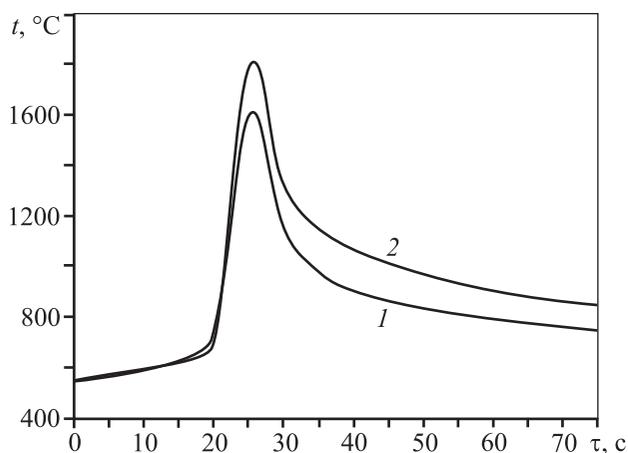


Рис. 3. Результаты термографического анализа порошковых композиционных смесей, подготовленных в шаровой (1) и пружинной (2) мельницах

меньших перегревах расплава. Снимки внутреннего строения порошковых брикетов в различных состояниях приведены на рис. 4.

На наш взгляд, механическая активация облегчает протекание реакций взаимодействия между компонентами порошковых композиционных смесей, расширяя технологические возможности процесса жидкофазного реакционного синтеза при получении алюмоматричных КС. Рентгенофазовый анализ брикетированных порошковых смесей после проведения реакционного синтеза показал образование новых эндогенных фаз TiB_2 , Al_2O_3 , Al_3Ti при сохранении экзогенной фазы SiC (рис. 5). Дополнительное присутствие метастабильных соединений $AlSi_3Ti_2$ и Ti_3SiC_2 может быть

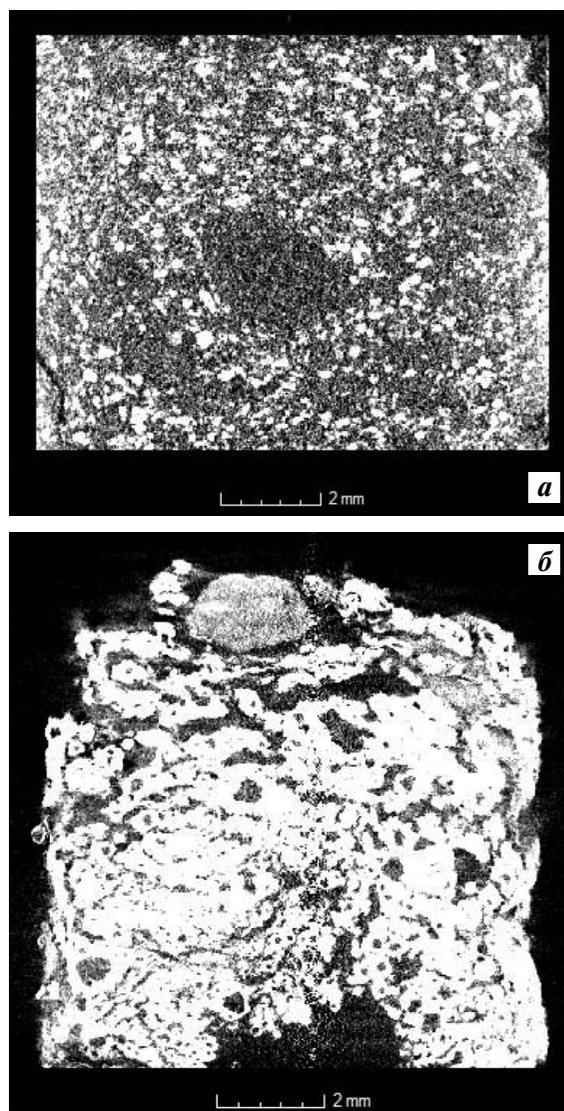


Рис. 4. Рентгеновские снимки строения порошкового брикета системы $Al-TiO_2-B-Ti-SiC$ до (а) и после (б) проведения реакционного синтеза

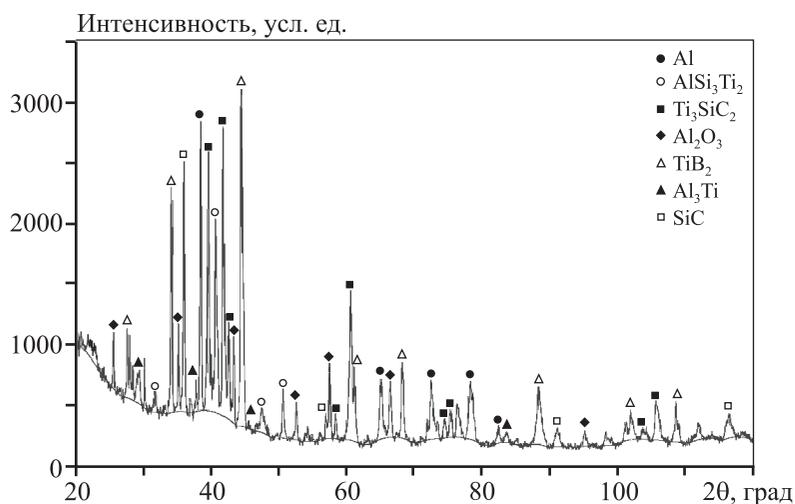


Рис. 5. Фазовый состав продуктов СВС-реакции в системе Al–TiO₂–B–Ti–SiC

обусловлено большими температурными градиентами и высокими скоростями охлаждения порошковой смеси в условиях СВС-процесса.

Образцы композиционных сплавов, полученных в условиях жидкофазного СВС-процесса, характеризуются гетерогенной структурой с равномерным распределением керамических и интерметаллидных частиц, включая ультрадисперсные (рис. 6, а). Структура имеет четкие границы раздела фаз с плотной адгезионной связью между армирующими частицами и матричным сплавом (рис. 6, б).

Структурно-морфологические характеристики полученных материалов обеспечивают повышенный уровень физико-механических свойств

и эксплуатационных характеристик. Так, твердость комплексно-армированных КС в литом состоянии возрастает с 850 МПа (матричный сплав) до 1220 МПа, коэффициент трения снижается в 5–7 раз, износостойкость увеличивается до 10–12 раз в сравнении с матричным сплавом АК12М2МгН [36]. Достигнутые показатели свидетельствуют о перспективности использования жидкофазных СВС-процессов при получении композиционных сплавов на алюминиевой основе.

Возможность использования разработанных технологических решений во многом определяется литейными свойствами получаемых мате-

риалов. В отличие от стандартных сплавов физическая природа жидкотекучести КС более сложна и в основном определяется такими факторами, как долевое содержание и дисперсность армирующих частиц, а также их теплофизические характеристики [37]. Полученные экспериментальные результаты показывают, что жидкотекучесть сплавов существенно зависит от температуры литья и доли интерметаллидных и керамических армирующих соединений в объеме композиции.

Так, жидкотекучесть сплава АК12М2МгН при $t = 750\text{ }^\circ\text{C}$ составила 1120 мм, в то время как для композита АК12М2МгН + 1,0 % [TiO₂ + В] + 1,5 % Ti + 2,5 % SiC этот показатель находится на уровне 945 мм (рис. 7). Видно, что жидкотекучесть КС на

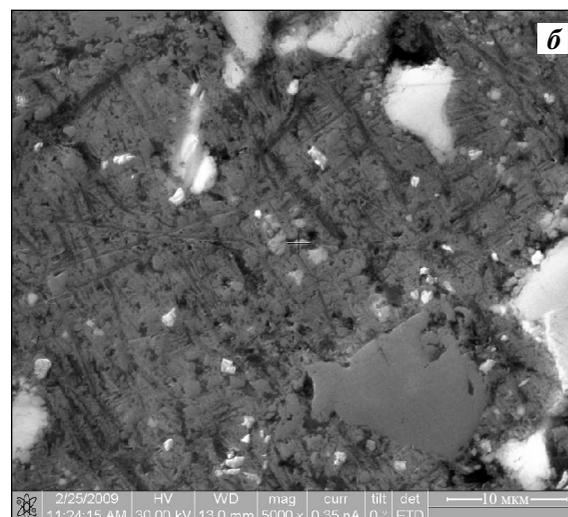
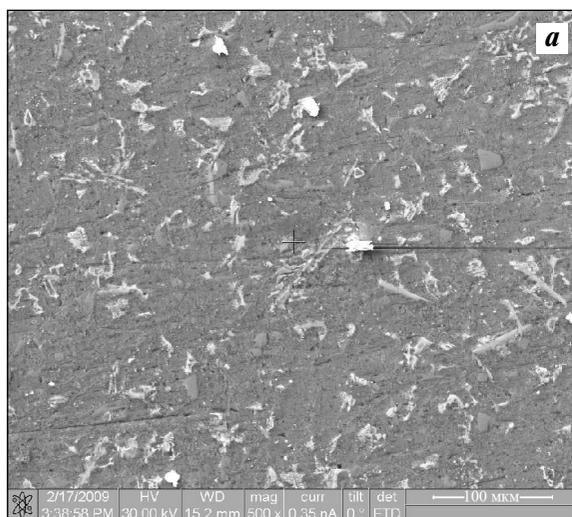


Рис. 6. Структура литых заготовок из композиционного сплава системы Al–Al₂O₃–Al₃Ti–TiB₂–SiC при увеличении 500[×] (а) и 5000[×] (б)

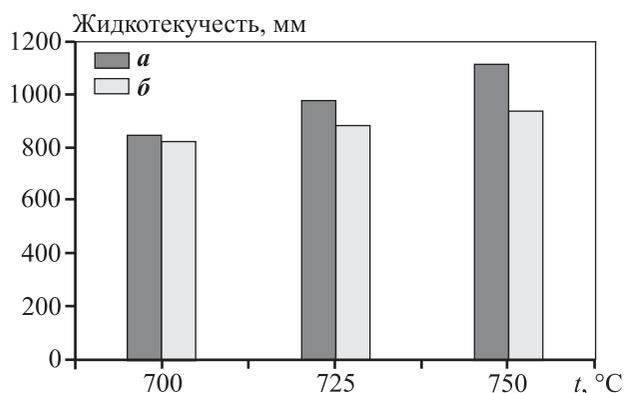


Рис. 7. Жидкотекучесть матричного сплава АК12М2МгН (а) и композита АК12М2МгН + 1,0 % [TiO₂ + V] + 1,5 % Ti + 2,5 % SiC (б)

основе АК12М2МгН сопоставима с таковой стандартных сплавов типа АК7 и АМг5, что позволяет применять гравитационные методы литья.

Линейная усадка снижается с 1,1 % (матричный сплав АК12М2МгН) до 0,86 % (композиционный АК12М2МгН + 1,0% [TiO₂ + V] + 1,5% Ti + 2,5% SiC).

Уменьшение усадки при армировании частицами способствует сокращению концентрированных дефектов усадочного происхождения, позволяя уменьшить объем питающих прибылей и повысить технологический выход годного литья. С учетом объемного характера кристаллизации композиционных сплавов для получения высококачественных отливок из них можно рекомендовать осуществление направленной кристаллизации с использованием холодильников.

Практическая реализация полученных результатов

Разработанные технологические решения реализованы при производстве опытной партии литых заготовок втулок из КС (рис. 8).

Полученные втулки для катков экскаватора мод. ЭО-4124 прошли опытно-промышленные испытания в условиях ООО «Управление механизированных строительных работ № 2» (г. Владимир).

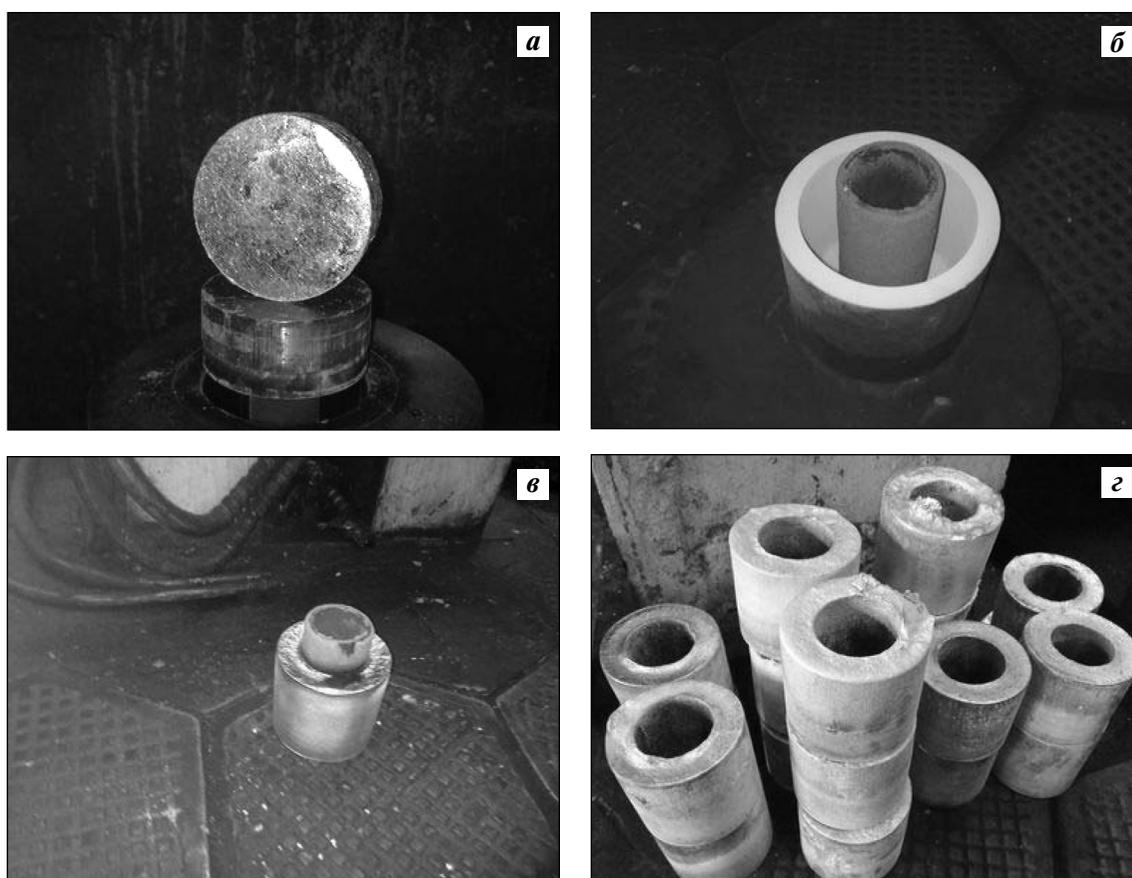


Рис. 8. Отдельные фрагменты технологии изготовления литых заготовок втулок из алюмоматричных композитов

а – прессованный брикет из исходной смеси; б – общий вид кокильной оснастки в сборе; в – отливка, извлеченная из кокиля; г – опытная партия заготовок втулок из КС

Установлено, что втулки из комплексно-армированных композиционных сплавов характеризуются более высокой износостойкостью по сравнению со втулками из антифрикционных бронз и обеспечивают высокую эксплуатационную надежность оборудования. Межремонтный цикл его работы после замены втулок увеличился в 3,5—4,5 раза. Результаты промышленных испытаний изделий из алюмоматричных КС показывают их перспективность для внедрения в различных областях машиностроения, что позволит повысить надежность и долговечность работы машин и механизмов.

Представленные результаты свидетельствуют, что комбинирование традиционных жидкофазных технологий приготовления сплавов с процессами СВС позволяет получать литые заготовки из КС с требуемыми свойствами. Комплексное армирование алюминиевой матрицы частицами различных природы и размеров в условиях жидкофазного СВС-процесса открывает широкие возможности для прогнозирования и управления эксплуатационными характеристиками материалов.

Разработанные технологические решения хорошо адаптируются к специфике литейного производства благодаря своей универсальности и относительно низкой стоимости в сравнении с экзотическими способами получения алюмоматричных КС. С учетом изложенного перспективным направлением дальнейших работ в этой области является изучение технологических возможностей жидкофазного СВС-процесса при получении композиционных сплавов на основе Zn, Mg, Cu и других цветных металлов.

Выводы

1. Установлено влияние различных способов механической активации порошковых прекурсоров на интенсивность реакционного взаимодействия при получении алюмоматричных композиционных сплавов.

2. На основании термодинамических расчетов и экспериментальных данных предложена схема взаимодействия компонентов при получении КС с использованием порошковых прекурсоров систем Al—TiO₂—В и Al—TiO₂—В—Ti—SiC.

3. Показаны технологические возможности СВС-процесса при изготовлении фасонных литых заготовок из КС на алюминиевой основе жидкофазными методами. Литейные свойства получен-

ных композиционных сплавов позволяют применять заливку без наложения внешних воздействий.

4. Опытные-промышленные испытания втулок катков экскаваторной техники из алюмоматричных КС свидетельствуют об увеличении межремонтных циклов работы в 3,5—4,5 раза в сравнении со втулками из медных сплавов антифрикционного назначения.

Литература

1. *Miracle D.B.* Metal Matrix Composites — From Science to Technological Significance // *Composit. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526—2540.
2. *Surappa M.K.* Aluminium Matrix Composites: Challenges and Opportunities // *Sadhana.* 2003. Vol. 28. No. 1-2. P. 319—334.
3. *Pramila Bai B.N., Ramasesh B.S., Surappa M.K.* Dry Sliding Wear of A356—Al—SiC Composites // *Wear.* 1992. Vol. 157. No. 2. P. 295—304.
4. *Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Шебо П., Панфилов А.В.* Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями. М.: Наука, 1993.
5. *Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А., Гаврилин И.В.* Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении // *Литейщик России.* 2012. No. 9. С. 16—19.
6. *Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J.* Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method // *J. Mater. Process. Technol.* 1999. Vol. 92-93. P. 1—7.
7. *Poovazhagan L., Kalaichelvan K., Balaji V.R., Ganesh P., Avudaiappan A.K.* Development of AA6061/SiCp Metal Matrix Composites by Conventional Stir Casting and Ultrasonic Assisted Casting Routes — A Comparative Study // *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol. 984-985. P. 384—389.
8. *Borisov V.G.* Development of Process for Plasma Synthesis of Composite Aluminum Alloys // *Metallurgist.* 2008. Vol. 52. Iss. 11-12. P. 677—683.
9. *Белоусов Н.Н.* Литые с кристаллизацией под давлением композиты на алюминиевой основе // *Литейное пр-во.* 1992. No. 6. С. 14—16.
10. *Li P.J., Kandalova E.G., Nikitin V.I.* In Situ Synthesis of Al/TiC in Aluminum Melt // *Mater. Lett.* 2005. Vol. 59. P. 2545—2548.
11. *Панфилов А.В., Прусов Е.С.* О получении и свойствах комплексно-армированных композиционных материалов с алюминиевой матрицей // *Литейное пр-во.* 2008. No. 8. С. 2—6.
12. *Луц А.Р., Макаренко А.Г.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. Самара: СамГТУ, 2008.

13. Никитин К.В., Никитин В.И., Амосов А.П. Литые Al-композиты, армированные и модифицированные наноразмерными неметаллическими частицами // *Металлургия машиностроения*. 2013. No. 4. С. 35—40.
14. Song M.S., Zhang M.X., Zhang S.G., Huang B., Li J.G. In situ fabrication of TiC particulates locally reinforced aluminum matrix composites by self-propagating reaction during casting // *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 473. Iss. 1-2. P. 166—171.
15. Панфилов А.В., Панфилов А.А., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. Формирование структуры и свойств новых комбинированных алюмоматричных композиционных материалов, полученных с использованием «in-situ» процесса // *Процессы литья*. 2004. No. 4. С. 23—26.
16. Varma A., Rogachev A.S., Mukasyan A.S., Hwang S. Combustion Synthesis of Advanced Materials: Principles and Applications // *Adv. Chem. Eng.* 1998. Vol. 24. P. 79—226.
17. Погужев Ю.С., Левашов Е.А., Кудряшов А.Е., Замулаева Е.И., Новиков А.В., Потанин А.Ю. Композиционные СВС-материалы на основе карбида и никелида титана, легированные тугоплавким наноконпонентом // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2012. No. 2. С. 24—32.
18. Московских Д.О., Мукасьян А.С., Рогачев А.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез нанопорошков карбида кремния // *Докл. Академии наук*. 2013. Т. 449. No. 2. С. 111—117.
19. Su X., Fu F., Yan Y. Self-propagating High-temperature Synthesis for Compound Thermoelectrics and New Criterion for Combustion Processing // *Nature Commun.* 2014. Vol. 5. No. 4908. P. 1—7.
20. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез неорганических соединений // *Докл. Академии наук СССР*. 1972. Т. 204. No. 2. С. 366—369.
21. Wiley J.B., Kaner R.B. Rapid Solid-State Precursor Synthesis of Materials // *Science*. 1992. Vol. 255. P. 1093—1097.
22. Moore J.J., Feng H.J. Combustion Synthesis of Advanced Materials: Part I. Reaction Parameters // *Progr. Mater. Sci.* 1995. Vol. 39. P. 243—273.
23. Левашов Е.А., Рогачев А.С., Курбаткина В.В., Максимов Ю.М., Юхвид В.И. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: МИСиС, 2011.
24. 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 // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. Iss. 6. P. 606—612.
25. Liu Z., Wang X., Han Q., Li J. Synthesis of submicrometer-sized TiC particles in aluminum melt at low melting temperature // *J. Mater. Res.* 2014. Vol. 29. Iss. 7. P. 896—901.
26. Петрунин А.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А. О влиянии модифицирования наноразмерными тугоплавкими частицами на структуру и свойства алюмоматричных композитов // *Литейное пр-во*. 2009. No. 10. С. 17—20.
27. Amosov A.P., Titova Yu.V., Maidan D.A., Ermoshkin A.A., Timoshkin I.Yu. Application of the Nanopowder Production of Azide SHS Technology for the Reinforcement and Modification of Aluminum Alloys // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 2. P. 222—228.
28. Tjong S.C., Ma Z.Y. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites // *Mater. Sci. Eng. R*. 2000. Vol. 29. P. 49—113.
29. Ma Z.Y., Li J.H., Li S.X., Ning X.G., Lu Y.X., Bi J. Property-microstructure correlation in in-situ formed Al₂O₃, TiB₂ and Al₃Ti mixture-reinforced aluminum composites // *J. Mater. Sci.* 1996. Vol. 31. P. 741—747.
30. Feng C.F., Froyen L. On the reaction mechanism of an Al-TiO₂-B system for producing in-situ (Al₂O₃ + TiB₂)/Al composites // *Scripta Mater.* 1998. Vol. 39. No. 1. P. 109—118.
31. Chen Z.C., Takeda T., Ikeda K. Microstructural evolution of reactive-sintered aluminum matrix composites // *Composit. Sci. Technol.* 2008. Vol. 68. P. 2245—2253.
32. Prusov E.S. Modern Methods of Metal Matrix Composite Alloys Production and New Approaches to Realization of Reinforcing Scheme // *Machines, Technol., Mater.* 2014. Iss.1. P. 11—13.
33. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Литой композиционный сплав и способ его получения: Пат. 2492261 (РФ). Заявл. 28.12.2011. Опубл. 10.09.2013. Бюл. No. 25.
34. Reddy B.S.B., Das K., Das S. A Review on the Synthesis of In Situ Aluminum Based Composites by Thermal, Mechanical and Mechanical-Thermal Activation of Chemical Reactions // *J. Mater. Sci.* 2007. Vol. 42. No. 22. P. 9366—9378.
35. Suryanarayana C. Mechanical Alloying and Milling // *Progr. Mater. Sci.* 2001. Vol. 46. No. 1-2. P. 1—184.
36. Прусов Е.С., Панфилов А.А. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами // *Металлы*. 2011. No. 4. С. 79—84.
37. Yarandi F.M., Rohatgi P.K., Ray S. Fluidity and Mic-

rostructure Formation During Flow of Al—SiC Particle Composites // JMEPEG. 1993. Vol. 2. P. 359—364.

References

1. *Miracle D.B.* Metal Matrix Composites — From Science to Technological Significance. *Composit. Sci. Technol.* 2005. Vol. 65. P. 2526—2540.
2. *Surappa M.K.* Aluminium Matrix Composites: Challenges and Opportunities. *Sadhana*. 2003. Vol. 28. No. 1-2. P. 319—334.
3. *Pramila Bai B.N., Ramasesh B.S., Surappa M.K.* Dry Sliding Wear of A356—Al—SiC Composites. *Wear*. 1992. Vol. 157. No. 2. P. 295—304.
4. *Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Shebo P., Panfilov A.V.* Vzaimodejstvie metallicheskih rasplavov s armirujushimi napolniteljami [Interaction of metal melts with reinforcements]. Moscow: Nauka, 1993.
5. *Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A., Gavrilin I.V.* Perspektivy primeneniya aljumomatrixnykh kompozicionnykh splavov v mashinostroenii [Perspectives of application of aluminum matrix composite alloys in engineering industry]. *Litejshhik Rossii*. 2012. No. 9. P. 16—19.
6. *Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J.* Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method. *J. Mater. Process. Technol.* 1999. Vol. 92-93. P. 1—7.
7. *Poovazhagan L., Kalaichelvan K., Balaji V.R., Ganesh P., Avudaiappan A.K.* Development of AA6061/SiCp Metal Matrix Composites by Conventional Stir Casting and Ultrasonic Assisted Casting Routes — A Comparative Study. *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol. 984-985. P. 384—389.
8. *Borisov V.G.* Development of Process for Plasma Synthesis of Composite Aluminum Alloys. *Metallurgist*. 2008. Vol. 52. Iss. 11-12. P. 677—683.
9. *Belousov N.N.* Lit'e s kristallizaciej pod davleniem kompozitov na aljuminievoj osnove [Casting of composites on aluminum base with crystallization under pressure]. *Litejnoe proizvodstvo*. 1992. No. 6. P. 14—16.
10. *Li P.J., Kandalova E.G., Nikitin V.I.* In Situ Synthesis of Al/TiC in Aluminum Melt. *Mater. Lett.* 2005. Vol. 59. P. 2545—2548.
11. *Panfilov A.V., Prusov E.S.* O poluchenii i svojstvah kompleksno-armirovannykh kompozicionnykh materialov s aljuminievoj matricej [Producing and properties of complex reinforced aluminum matrix composite materials]. *Litejnoe proizvodstvo*. 2008. No. 8. P. 2—6.
12. *Luts A.R., Makarenko A.G.* Samorasprostranjajushhijsja vysokotemperaturnyj sintez aljuminievykh splavov [Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum alloys]. Samara: SamGTU, 2008.
13. *Nikitin K.V., Nikitin V.I., Amosov A.P.* Litye Al-kompozitny, armirovannye i modificirovannye nanorazmernymi nemetallichesкими chasticami [Cast aluminum composites reinforced and modified with nanosized nonmetallic particles]. *Metallurgija mashinostroenija*. 2013. No. 4. P. 35—40.
14. *Song M.S., Zhang M.X., Zhang S.G., Huang B., Li J.G.* In situ fabrication of TiC particulates locally reinforced aluminum matrix composites by self-propagating reaction during casting. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 473. Iss. 1-2. P. 166—171.
15. *Panfilov A.V., Panfilov A.A., Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Bolotova L.K.* Formirovanie struktury i svoystv novykh kombinirovannykh aljumomatrixnykh kompozicionnykh materialov, poluchennykh s ispol'zovaniem «in-situ» protsessa [Formation of structure and properties of combined aluminum matrix composite materials produced with use of «in-situ» process]. *Protsessy lit'ya*. 2004. No. 4. P. 23—26.
16. *Varma A., Rogachev A.S., Mukasyan A.S., Hwang S.* Combustion Synthesis of Advanced Materials: Principles and Applications. *Adv. Chem. Eng.* 1998. Vol. 24. P. 79—226.
17. *Pogozhev Yu.S., Levashov E.A., Kudryashov A.E., Zamu-laeva E.I., Novikov A.V., Potanin A.Yu.* Kompozitsionnye SVS-materialy na osnove karbida i nikelida titana, legirovannye tugoplavkim nanokomponentom [Composite SHS-materials based on titanium carbide and nickelide alloyed with high-melting nanocomponent] // *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2012. No. 2. P. 24—32.
18. *Moskovskikh D.O., Mukas'yan A.S., Rogachev A.S.* Samorasprostranyayushchijsya vysokotemperaturnyi sintez nanoporoshkov karbida kremniya [Self-propagating high-temperature synthesis of silicon carbide nanopowders]. *Doklady Akademii nauk*. 2013. Vol. 449. No. 2. P. 111—117.
19. *Su X., Fu F., Yan Y.* Self-propagating high-temperature synthesis for compound thermoelectrics and new criterion for combustion processing. *Nature Communications*. 2014. Vol. 5. No. 4908. P. 1—7.
20. *Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P.* Samorasprostranyayushchijsya vysokotemperaturnyi sintez neorganicheskikh soedinenii [Self-propagating high-temperature synthesis of inorganic compounds]. *Doklady Akademii nauk SSSR*. 1972. Vol. 204. No. 2. P. 366—369.
21. *Wiley J.B., Kaner R.B.* Rapid Solid-State Precursor Synthesis of Materials. *Science*. 1992. Vol. 255. P. 1093—1097.
22. *Moore J.J., Feng H.J.* Combustion Synthesis of Advanced Materials: Part I. Reaction Parameters. *Progr. Mater. Sci.* 1995. Vol. 39. P. 243—273.
23. *Levashov E.A., Rogachev A.S., Kurbatkina V.V., Maksimov Yu.M., Yukhvid V.I.* Perspektivnye materialy i tekhnologii

- nologii samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza [Advanced materials and technologies of self-propagating high-temperature synthesis]. Moscow: MISIS, 2011.
24. Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin And.A., Ermoshkin Ant.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. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. Iss. 6. P. 606—612.
 25. Liu Z., Wang X., Han Q., Li J. Synthesis of submicrometer-sized TiC particles in aluminum melt at low melting temperature. *J. Mater. Res.* 2014. Vol. 29. Iss. 7. P. 896—901.
 26. Petrunin A.V., Panfilov A.V., Panfilov A.A. O vliyaniy modifitsirovaniya nanorazmernymi tugoplavkimi chastitsami na strukturu i svoystva alyumomatrichnykh kompozitov [Influence of modification with nanosized hard-melting particles on structure and properties of aluminum matrix composites]. *Liteinoe proizvodstvo.* 2009. No. 10. P. 17—20.
 27. Amosov A.P., Titova Yu.V., Maidan D.A., Ermoshkin A.A., Timoshkin I.Yu. Application of the Nanopowder Production of Azide SHS Technology for the Reinforcement and Modification of Aluminum Alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 2. P. 222—228.
 28. Tjong S.C., Ma Z.Y. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites. *Mater. Sci. Eng. R.* 2000. Vol. 29. P. 49—113.
 29. Ma Z.Y., Li J.H., Li S.X., Ning X.G., Lu Y.X., Bi J. Property-microstructure correlation in in-situ formed Al_2O_3 , TiB_2 and Al_3Ti mixture-reinforced aluminum composites. *J. Mater. Sci.* 1996. Vol. 31. P. 741—747.
 30. Feng C.F., Froyen L. On the reaction mechanism of an Al— TiO_2 —B system for producing in-situ $(Al_2O_3 + TiB_2)/Al$ composites. *Scripta Mater.* 1998. Vol. 39. No. 1. P. 109—118.
 31. Chen Z.C., Takeda T., Ikeda K. Microstructural evolution of reactive-sintered aluminum matrix composites. *Composit. Sci. Technol.* 2008. Vol. 68. P. 2245—2253.
 32. Prusov E.S. Modern Methods of Metal Matrix Composite Alloys Production and New Approaches to Realization of Reinforcing Scheme. *Machines, Technol., Mater.* 2014. Iss.1. P. 11—13.
 33. Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Litoj kompozicionnyj splav i sposob ego poluchenija [Cast composite alloy and method of its production]: Pat. 2492261 (RF). Fill. 28.12.2011. Pat. 10.09.2013. Bul. No. 25.
 34. Reddy B.S.B., Das K., Das S. A Review on the Synthesis of In Situ Aluminum Based Composites by Thermal, Mechanical and Mechanical-Thermal Activation of Chemical Reactions. *J. Mater. Sci.* 2007. Vol. 42. No. 22. P. 9366—9378.
 35. Suryanarayana C. Mechanical Alloying and Milling. *Progr. Mater. Sci.* 2001. Vol. 46. No. 1-2. P. 1—184.
 36. Prusov E.S., Panfilov A.A. Issledovanie svoystv lityh kompozicionnyh splavov na osnove aljuminija, armirovannyh jendogennymi i jekzogennymi fazami [Investigation of properties of cast composite alloys reinforced with endogenous and exogenous phases]. *Metally.* 2011. No. 4. C. 79—84.
 37. Yarandi F.M., Rohatgi P.K., Ray S. Fluidity and Microstructure Formation During Flow of Al—SiC Particle Composites. *JMEPEG.* 1993. Vol. 2. P. 359—364.