УДК: 621.74 : 669.018.9

DOI: dx.doi.org/10.17073/0022-3438-2021-5-46-54

# Формирование структуры и фазового состава литых алюмоматричных композитов при многократных переплавах

© 2022 г. Е.С. Прусов<sup>1</sup>, В.Б. Деев<sup>2,3</sup>, А.В. Аборкин<sup>1</sup>, А.А. Панфилов<sup>1</sup>, А.В. Киреев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, г. Владимир, Россия

<sup>2</sup> Уханьский текстильный университет, г. Ухань, Китай

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 14.04.2022 г., доработана 10.05.2022 г., подписана в печать 12.05.2022 г.

Аннотация: Недостаточное понимание характера межфазного взаимодействия армирующих частиц с матричным сплавом при многократных переплавах литых композиционных материалов является одной из проблем, ограничивающих увеличение объемов их промышленного применения. Настоящая работа направлена на установление влияния многократных переплавов алюмоматричных композитов AK12 + 10 об.% SiC на сохранение и химическую стабильность армирующих частиц карбида кремния. Показано, что увеличение количества итераций переплава не сопровождается появлением новых фаз на границах раздела частиц с матрицей, что свидетельствует о стабильности армирующей фазы SiC в алюминиево-кремниевых расплавах при рассмотренных температурно-временных и концентрационных условиях. При повторных переплавах алюмоматричных композитов с карбидом кремния происходит смещение степени равномерности распределения частиц в сторону более однородного распределения (в среднем 0.81046 на первой итерации переплава, 0.6901 – на второй и 0.5609 – на третьей) и некоторое уменьшение их средних размеров (с 70,74 мкм на первой итерации до 65,76 мкм – на второй и 61,21 мкм – на третьей), по-видимому, за счет фрагментации частиц, приводящей к росту количества более мелкой фракции. При этом доля площади, занимаемой частицами на рассматриваемых участках шлифа, остается практически неизменной (10,9293, 10,9607 и 11,6483 % соответственно на 1-й, 2-й и 3-й итерациях переплава). В ходе повторных переплавов алюмоматричных композитов системы Al-SiC происходят процессы перераспределения армирующих частиц, приводящие к разрушению агломератов даже в отсутствие интенсивного перемешивания импеллером. За счет этого равномерность распределения частиц в структуре слитков вторичных алюмоматричных композитов может быть существенно улучшена.

**Ключевые слова**: литые алюмоматричные композиты, отходы производства, рециклинг, металлургическая переработка, структура и фазовый состав

**Прусов Е.С.** – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технологии функциональных и конструкционных материалов» Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых (600000, г. Владимир, ул. Горького, 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

Деев В.Б. – докт. техн. наук, проф. факультета машиностроения и автоматизации Уханьского текстильного университета (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), гл. науч. сотр. лаборатории «Ультрамелкозернистые металлические материалы», профессор кафедры «Обработка металлов давлением» Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

Аборкин А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых. E-mail: aborkin@vlsu.ru.

Панфилов А.А. – канд. техн. наук, проректор по образ. деятельности Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых. E-mail: panfilov-vlsu@mail.ru.

**Киреев А.В.** – зав. лабораториями кафедры «Технологии функциональных и конструкционных материалов» Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых. E-mail: ariant-tp@mail.ru.

Для цитирования: *Прусов Е.С., Деев В.Б., Аборкин А.В., Панфилов А.А., Киреев А.В.* Формирование структуры и фазового состава литых алюмоматричных композитов при многократных переплавах. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2022. Т. 28. No. 5. C. 46–54. DOI: dx.doi.org/10.17073/0022-3438-2021-5-46-54.

# Structure and phase composition formation of cast aluminum matrix composites during multiple remelting

E.S. Prusov<sup>1</sup>, V.B. Deev<sup>2,3</sup>, A.V. Aborkin<sup>1</sup>, A.A. Panfilov<sup>1</sup>, A.V. Kireev<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Vladimir State University n.a. A.G. and N.G. Stoletovs, Vladimir, Russia

<sup>2</sup>Wuhan Textile University, Wuhan, China

<sup>3</sup> National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Received 14.04.2022, revised 10.05.2022, accepted for publication 12.05.2022

**Abstract:** The lack of understanding as to the nature of interfacial interaction between reinforcing particles and the matrix alloy during repeated remelting of cast composite materials is one of the problems hindering the expansion of their industrial application. This research is aimed at establishing the effect of repeated remelting of AK12 + 10 vol.% SiC aluminum matrix composites on the retention and chemical stability of silicon carbide reinforcing particles. It is shown that an increase in the number of remelting iterations is not accompanied by any new phases appearing at the interfaces between particles and the matrix, which indicates the stability of the SiC reinforcing phase in aluminum-silicon melts under the considered temperature-time and concentration conditions. Repeated remelting of aluminum matrix composites with silicon carbide shifts the particle distribution uniformity towards a more uniform distribution degree (on average 0.81046 at the first remelting iteration, 0.6901 at the second one and 0.5609 at the third one) and slightly reduces their average sizes (from 70.74 µm at the first iteration to 65.76 µm at the second one and 61.21 µm at the third one), apparently due to particle fragmentation that leads to an increase in the quantity of finer particles. At the same time, the share of the area occupied by particles in the section regions under consideration remains practically unchanged (10.9293, 10.9607 and 11.6483 % at the first, second and third remelting iterations, respectively). In the course of repeated remelting of Al–SiC aluminum matrix composites, processes of reinforcing particle redistribution occur that lead to the destruction of agglomerates even without intensive mixing with an impeller. Due to this, the uniformity of particle distribution in the structure of secondary aluminum matrix composite ingots can be significantly improved.

Keywords: cast aluminum matrix composites, production waste, recycling, metallurgical processing, structure and phase composition.

**Prusov E.S.** – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of functional and constructional materials technology, Vladimir State University n.a. A.G. and N.G. Stoletovs (600000, Russia, Vladimir, Gorkogo str., 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

**Deev V.B.** – Dr. Sci. (Eng.), prof. of the School of mechanical engineering and automation of Wuhan Textile University (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), chief researcher of the Laboratory «Ultrafine-grained metallic materials», prof. of the Department of metal forming, National University of Science and Technology «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninkiy pr., 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

Aborkin A.V. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of mechanical engineering technology, Vladimir State University n.a. A.G. and N.G. Stoletovs. E-mail: aborkin@vlsu.ru.

**Panfilov A.A.** – Cand. Sci. (Eng.), vice-rector for educational activities, Vladimir State University n.a. A.G. and N.G. Stoletovs. E-mail: panfilov-vlsu@mail.ru.

**Kireev A.V.** – head of laboratories, Department of functional and constructional materials technology, Vladimir State University n.a. A.G. and N.G. Stoletovs. E-mail: eprusov@mail.ru.

For citation: *Prusov E.S., Deev V.B., Aborkin A.V., Panfilov A.A., Kireev A.V.* Structure and phase composition formation of cast aluminum matrix composites during multiple remelting. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2022. Vol. 28. No. 5. P. 46–54 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0022-3438-2021-5-46-54.

#### Введение

На протяжении последних десятилетий литые композиционные материалы (KM) на основе алюминия и его сплавов находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности развитых стран мира [1—3]. Во многом это обусловлено тем, что за этот период был накоплен значительный объем экспериментальных данных по влиянию технологических параметров получения литых алюмоматричных композитов на формирование их структуры и свойств. В частности, ввод в металлическую матрицу высокопрочных, высокомодульных, тугоплавких частиц дисперсной керамической фазы позволяет значительно повысить механические и трибологические свойства материалов при нормальных и повышенных температурах в сравнении с неармированными сплавами [4, 5].

Алюмоматричные композиты отличаются высокими показателями удельной прочности и жесткости, размерной стабильностью, демпфирующими свойствами, износостойкостью в условиях сухого и абразивного трения [6, 7]. Это обусловливает значительные перспективы их применения во многих высокотехнологичных сферах, включая общее и специальное машиностроение, автомобильную и авиакосмическую отрасли, атомную энергетику и др. [8]. Одними из наиболее широко используемых литых алюмоматричных композитов в настоящее время являются КМ на основе системы Al—SiC [9].

Металлургические методы получения алюмоматричных композитов с экзогенными частицами, базирующиеся на механическом замешивании порошкообразных частиц в матричный расплав с помощью импеллера, отличаются универсальностью, экономичностью и хорошей адаптируемостью к условиям промышленного производства [10]. Многочисленные исследования показывают, что ввод керамических частиц в алюминиевые расплавы сопровождается значительными технологическими трудностями, обусловленными плохой смачиваемостью частиц жидкими металлами [11-13]. Достижение достаточного уровня смачиваемости поверхности замешиваемых керамических частиц алюминиевым расплавом является необходимым условием образования прочной межфазной связи между компонентами литых алюмоматричных композитов для обеспечения заданного уровня механических свойств и эксплуатационных характеристик. С одной стороны, краевой угол смачивания частиц SiC алюминиевым расплавом уменьшается с ростом температуры [14], а с другой — повышение температуры расплава увеличивает вероятность протекания химических реакций между матрицей и армирующей фазой, приводящих к частичной или полной деградации частиц [15]. При этом основным продуктом такого взаимодействия в системе Al-SiC является карбид алюминия, образующийся по следующей реакции [16]:

$$4A1 + 3SiC = Al_4C_3 + 3Si.$$

Фаза  $Al_4C_3$  является хрупкой, поэтому ее присутствие существенно ухудшает механические свойства литых изделий из композитов. Существует также возможность образования тройного соединения:

 $4A1 + 4SiC = Al_4SiC_4 + 3Si.$ 

Не менее значимой технологической задачей является обеспечение равномерного распределения армирующих частиц в матричном расплаве и, в конечном итоге, в объеме затвердевшей литой заготовки [17]. Равномерность распределения частиц удается улучшить за счет увеличения продолжительности замешивания [18], однако это сопряжено с интенсификацией межфазных реакций и риском эрозионного разрушения импеллера, что приведет к дополнительному насыщению расплава примесями. Таким образом, получение литых алюмоматричных композитов требуемого качества металлургическими методами неразрывно связано с поиском оптимальных температурно-временных параметров жидкофазного совмещения матрицы и армирующих частиц.

Вопросы взаимодействия компонентов литых алюмоматричных композитов также выходят на первый план при поиске эффективных способов их рециклинга. Образование отходов алюмоматричных КМ происходит как на различных стадиях технологического процесса изготовления изделий из них (производство отливок и слитков, деформационная и механическая обработка и др.), так и по завершении жизненного цикла последних. Недостаточное понимание характера межфазного взаимодействия армирующих частиц с матричным сплавом при многократных переплавах КМ является одной из проблем, ограничивающих увеличение объемов их применения [19]. При этом изучение поведения армирующих частиц при переплавах алюмоматричных композитов имеет важное значение не только для рециклинга отходов их производства и потребления, но и для промышленного использования чушковых композитов, поставляемых в качестве шихтовых материалов для изготовления фасонных отливок.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния многократных переплавов алюмоматричных композитов на сохранение и химическую стабильность армирующих частиц карбида кремния в структуре литого материала.

#### Методика исследований

В качестве матричного сплава для получения рециклируемых алюмоматричных композитов использовали промышленный силумин AK12оч (ГОСТ 1583-93), армирующими компонентами служили порошкообразные частицы карбида кремния зеленого 63С F220 (основная фракция 75—63 мкм). Плавку проводили в алундовых тиглях емкостью до 1 кг (по алюминию) в вертикальной электрической печи сопротивления типа GRAFICARBO (Италия). Порошковую составляющую шихты подвергали предварительной термической обработке в течение 2 ч при t = 700 °C для удаления адсорбированной влаги и других поверхностных загрязнений. Матричный сплав использовали в состоянии поставки, загружали кусками в подогретую до 600-700 °С печь и перегревали до температуры 850 °С. Механическое замешивание частиц осуществляли с помощью четырехлопастного импеллера из нержавеющей стали AISI 316 с нанесенным на него покрытием на основе оксида цинка. После снятия шлака в зону механического перемешивания расплава подавали навеску порошка SiC из расчета номинального содержания 10 об.% в готовом композите. Погружение вращающегося импеллера под поверхность жидкого металла сопровождалось образованием воронки, которая способствовала переносу подаваемых частиц с поверхности в объем матричного расплава. Продолжительность замешивания составляла 10 мин при частоте вращения импелллера 300 об/мин. По завершении ввода частиц с поверхности расплава снова снимали шлак и разливали полученную композиционную суспензию при температуре 750 °С в вертикальную стальную изложницу для получения слитков диаметром 20 мм и высотой 100 мм.

Для выявления сохранения или деградации армирующих частиц проводили 3 итерации переплава при фиксированных условиях (время выдержки 10 мин, температура плавки 850 °С на каждой из итераций) без использования импеллера, имитируя возможность применения вторичной шихты на производстве, не имеющем специального оборудования. При этом расплав перед разливкой в каждом случае тщательно перемешивали графитовым стержнем для устранения возможной структурной неоднородности.

Микроструктуру образцов изучали на нетравленых шлифах в режиме светлого поля с помощью инвертированного цифрового металлографического микроскопа «Raztek MRX9-D» (Россия), работающего под управлением программы «ToupView». Статистическую обработку металлографических изображений осуществляли с использованием свободно распространяемой программы «ImageJ v.1.53» (https://imagej.nih.gov/ij). Для каждого образца при проведении измерений отбирали произвольным образом не менее 5 различных участков шлифа. Для автоматизированного проведения математической оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре КМ на основе анализа металлографических изображений применяли оригинальную программную разработку [20], обеспечивающую выполнение следующих функций: сегментация изображения структуры материала на локальные области, в каждой из которых производится анализ частиц; критериальное задание порогового уровня отбора частиц для анализа; определение размерных параметров частиц и занимаемой ими площади; вычисление степени равномерности распределения армирующих частиц. Оценка проводилась по репрезентативным металлографическим изображениям микроструктуры алюмоматричных композитов, снятым в различных частях слитка при малых увеличениях (×50). Для оценки степени равномерности распределения армирующих частиц изображения были бинаризированы с использованием 8-битной функции; затем определялся пороговый уровень отбора частиц для расчетов, при установке которого отсеивались объекты, не относящиеся к армирующим частицам. Изображение разбивалось на 48 равных ячеек путем создания квадратов размером 250 × 250 пикселей. Вычислялось общее количество частиц, после чего рассчитывалось среднее арифметическое их количество на единицу площади поверхности. Затем рассчитывали стандартное отклонение среднего числа частиц на единицу площади поверхности шлифа. На основании полученных данных определяли степень равномерности распределения частиц как отношение стандартного отклонения к среднему арифметическому их числа. Рассчитанная таким образом степень равномерности распределения частиц может принимать значения от 0 до 1, где нулевое значение признается совершенно однородным распределением, а значение 1 соответствует крайне неравномерному (кластеризованному) распределению. Кроме того, определялись размерные параметры частиц и площадь, занимаемая ими. Приводимые значения усредняли по рассмотренным участкам шлифа.

Исследования фазового состава исходных компонентов и литых КМ проводили методом рентгеновской дифрактометрии на установке D8 ADVANCE (Bruker, Германия) при следующих условиях съемки: рентгеновская трубка — медная (Cu $K_{\alpha}$ -излучение) с использованием никелевого фильтра, напряжение на рентгеновской трубке — 40 кВ, сила тока — 40 мА, скорость вращения гониометра — 4 град/мин, постоянная времени — 1 с,

скорость счета импульсов —  $1 \cdot 10^4$  имп./с. Съемку выполняли в интервале углов  $2\theta = 20 \div 70^\circ$ . Для идентификации фаз использовали базу дифракционных стандартов ICDD PDF-2. Количественный фазовый анализ был проведен прямым методом.

## Результаты и их обсуждение

Снимки микроструктуры литых образцов алюмоматричных композитов АК12оч + 10 об.% SiC при различных итерациях переплава приведены на рис. 1. На всех снимках выявляются структурные составляющие, характерные для матричного сплава AK12оч (дендриты α-твердого раствора и эвтектика (α + Si)).

Распределение частиц SiC в структуре композитов на первой итерации переплава неравномерное, наблюдаются крупные скопления частиц, достигающие 400—500 мкм. Вместе с тем большинство таких конгломератов пропитаны расплавом, хотя



**Рис. 1.** Репрезентативные снимки микроструктуры алюмоматричного композита AK12oч + 10 об.% SiC на первой (*a*, *б*), второй (*b*, *c*) и третьей (*d*, *e*) итерациях переплава

**Fig. 1.** Representative images of the microstructure of the aluminum matrix composite AK12och + 10 vol.% SiC at the first  $(a, \delta)$ , second (e, a) and third  $(\partial, e)$  remelting iterations

на отдельных участках имеются газовые пустоты, вызванные захватом воздуха при замешивании, характерным для технологии ввода армирующих частиц с помощью импеллера. Агломераты присутствуют по всему объему слитка. Оценка состояния межфазных границ свидетельствует о плотном контакте частиц с матрицей и хорошей адгезионной связи.

На второй итерации переплава происходит разрушение крупных агломератов. Распределение частиц по структуре композитов при повторных переплавах существенно улучшается. Увеличение количества итераций переплава не сопровождается появлением новых фаз на границах раздела частиц с матрицей, что свидетельствует о стабильности армирующей фазы SiC в алюминиево-кремниевых расплавах в рассмотренных температурно-концентрационных условиях. Количественные параметры микроструктуры рециклируемых алюмоматричных композитов AK12оч + 10 об.% SiC, подвергнутых переплавам, приведены в таблице.

Из таблицы видно, что при повторных переплавах алюмоматричных композитов с карбидом кремния происходит смещение степени равномерности распределения частиц в сторону более однородного распределения и некоторое уменьшение их средних размеров, по-видимому, за счет фрагментации частиц, приводящей к росту количества более мелкой фракции. При этом доля площади, занимаемой частицами на рассматриваемых участках шлифа, остается практически неизменной.

На рис. 2 приведены данные рентгеновской дифрактометрии матричного сплава и армирующих частиц SiC в исходном состоянии, а также композиционного материала AK12оч + 10 об.% SiC, подвергнутого переплавам.

Согласно анализу полученных данных, для матричного сплава характерно наличие ярко выраженных пиков брэгговской дифракции, соот-



**Рис. 2.** Данные рентгеновской дифрактометрии матричного сплава, армирующих микрочастиц SiC и алюмоматричного композита AK12oч + 10 об.% SiC, подвергнутого переплавам

**Fig. 2.** *X*-ray diffraction data of the matrix alloy, reinforcing SiC microparticles, and aluminum matrix composite AK12och + 10 vol.% SiC subjected to remelting

#### Количественные параметры микроструктуры рециклируемых алюмоматричных композитов AK12оч + 10 об.% SiC, подвергнутых переплавам

Quantitative microstructure parameters of AK12och + 10 vol.% SiC recycled aluminum matrix composites subjected to remelting

Итерация переплава	Площадь, занимаемая частицами, %	Средний размер частиц, мкм	Степень равномерности распределения
Первый переплав	$10,9293 \pm 0,4067$	$70,7424 \pm 0,5048$	$0,\!81046\pm0,\!0265$
Второй переплав	$10,\!9607\pm0,\!6592$	$65,7679 \pm 0,9713$	$0,6901 \pm 0,0356$
Третий переплав	$11,6483 \pm 0,3201$	$61,\!2183\pm0,\!4212$	$0,5609 \pm 0,0244$

ветствующих алюминию и свободному кремнию. Для армирующих частиц фиксировали только фазу SiC. Фазовый анализ композиционных сплавов АК12оч + 10 об.% SiC показывает наличие фаз матричного сплава и армирующих частиц. Стоит отметить повышение интенсивности пика SiC при  $2\theta = 35,45^\circ$  с ростом количества переплавов. Принимая во внимание данные оптической микроскопии композитов, это можно объяснить улучшением распределения армирующих частиц в структуре композита. Таким образом, судя по данным рентгеновской дифрактометрии, в ходе многократных переплавов не происходит образования новых фаз или, по крайней мере, их количество ниже порога обнаружения метода рентгеновской дифракции. При этом увеличение числа переплавов способствует более равномерному распределению армирующих частиц SiC в объеме матричного сплава.

В жидкофазных технологиях получения алюмоматричных композитов агломерация частиц армирующей фазы является распространенным явлением [21], сопровождающимся снижением уровня макроскопических механических свойств. Сообщается, что агломерации частиц в некоторых случаях удается избежать путем увеличения длительности перемешивания до 20 мин и более [22], однако при этом одновременно возрастает риск коробления, частичного растворения и эрозионного разрушения материала импеллера, а также усиления химических реакций между частицами и расплавом. На стадии приготовления композиционного расплава распределение частиц в матричном сплаве определяется такими факторами, как вязкость композиционной суспензии, эффективность перемешивания с позиций разрушения агломератов, а также захват газов при замешивании частиц и характеристики частиц, влияющие на скорость их седиментации [23]. Проведенные эксперименты показывают, что в ходе повторных переплавов происходят процессы перераспределения армирующих частиц, приводящие к разрушению агломератов даже в отсутствие интенсивного перемешивания импеллером. За счет этого равномерность распределения частиц в структуре слитков вторичных алюмоматричных композитов может быть существенно улучшена.

Отсутствие заметного количества новых фаз на межфазных границах частиц и матрицы, по данным оптической микроскопии и рентгеновской дифрактометрии, свидетельствует об устойчивости композитов АК12оч + 10 об.% SiC к повторным переплавам при рассмотренных температурно-временных и концентрационных условиях. Подавление межфазных реакций, приводящих к образованию карбида алюминия, происходит вследствие присутствия достаточного количества кремния в алюминиевом расплаве, смещающего термодинамическое равновесие [24]. При этом содержание кремния, необходимое для подавления межфазной реакции частиц SiC с матричным расплавом, существенно зависит от температуры. По данным [25], избыточная молярная свободная энергия  $\Delta G^{\text{ex}}$  для системы Al—Si может быть определена по выражению

$$\Delta G^{\text{ex}} = x(1-x)[A + B(1-2x) + C(1-6x+6x^2)].$$

где x — атомная доля кремния, A, B и C — параметры бинарного взаимодействия, линейно зависящие от температуры и определяемые следующим образом:

$$A = -10695, 4 - 1,823T,$$
$$B = -4274, 5 + 3,044T,$$
$$C = 670, 4 - 0,460T.$$

Расчет равновесной концентрации кремния в жидком алюминии показывает, что для полного подавления образования фазы Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> вследствие взаимодействия SiC с матричным расплавом при температуре 850 °С требуется не менее 13,2 ат.% Si, или 13,67 мас.% Si. Вместе с тем экспериментальные данные свидетельствуют о химической стабильности композитов Al—SiC при указанной температуре даже в случае использования в качестве матрицы силуминов эвтектического состава, что, по-видимому, обусловлено кинетическими факторами. Таким образом, контроль степени межфазного взаимодействия армирующих частиц SiC с расплавом Al-Si при многократных переплавах литых алюмоматричных композитов может достигаться как ограничением температуры переплава и продолжительности контакта частиц с матричным расплавом, так и использованием в качестве матрицы силуминов с повышенным содержанием кремния, допускающим более широкие температурные диапазоны жидкофазной переработки без риска существенной деградации армирующей фазы.

#### Заключение

Исследовано влияние многократных переплавов алюмоматричных композитов АК12 + 10 об.% SiC на сохранение и химическую стабильность армирующих частиц карбида кремния. Показано, что увеличение количества итераций переплава при температуре 850 °С и продолжительности выдержки 10 мин не сопровождается появлением новых фаз на границах раздела частиц с матрицей в заметных количествах, что свидетельствует о стабильности армирующей фазы SiC в алюминиево-кремниевых расплавах в рассмотренных температурно-концентрационных условиях. В ходе повторных переплавов происходят процессы перераспределения армирующих частиц, приводящие к существенному улучшению равномерности их распределения в структуре слитков.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10432, https://rscf.ru/project/21-79-10432/. Исследования проводились с использованием оборудования межрегионального многопрофильного и междисциплинарного Центра коллективного пользования перспективных и конкурентоспособных технологий по направлениям развития и применения в промышленности/машиностроении отечественных достижений в области нанотехнологий (соглашение № 075-15-2021-692 от 5 августа 2021 г).

Acknowledgments. This research was funded by the Russian Science Foundation (Project  $N \ge 21$ -79-10432, https://rscf.ru/project/21-79-10432/). The study was carried out using the equipment of the interregional multispecialty and interdisciplinary center for the collective usage of promising and competitive technologies in the areas of development and application in industry/mechanical engineering of domestic achievements in the field of nanotechnology (Agreement No. 075-15-2021-692 of August 5, 2021).

### Литература/References

- Rohatgi P.K., Ajay Kumar P., Chelliah N.M., Rajan T.P.D. Solidification processing of cast metal matrix composites over the last 50 years and opportunities for the future. *JOM*. 2020. Vol. 72. No. 8. P. 2912–2926. DOI: 10.1007/ s11837-020-04253-x.
- Sharma A.K., Bhandari R., Aherwar A., Rimašauskienė R., Pinca-Bretotean C. A study of advancement in application opportunities of aluminum metal matrix composites. Mater. Today: Proc. 2020. Vol. 26. Pt. 2. P. 2419–2424.
- 3. *Mavhungu S.T., Akinlabi E.T., Onitiri M.A., Varachia F.M.* Aluminum matrix composites for industrial use: Advanc-

es and trends. *Procedia Manuf.* 2017. Vol. 7. P. 178–182. DOI: 10.1016/j.promfg.2016.12.045.

- Samal P., Vundavilli P.R., Meher A., Mahapatra M.M. Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties. J. Manuf. Process. 2020. Vol. 59. P. 131–152. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.010.
- Kala H., Mer K.K.S., Kumar S. A review on mechanical and tribological behaviors of stir cast aluminum matrix composites. Proc. Mat. Sci. 2014. Vol. 6. P. 1951–1960.
- Reddy Sunil Kumar K., Kannan M., Karthikeyan R., Prashanth S., Rohith Reddy B. A review on mechanical and thermal properties of aluminum metal matrix composites. E3S Web Conf. 2020. Vol. 184. Article No. 01033.
- Koli D.K., Agnihotri G., Purohit R. Advanced aluminium matrix composites: The critical need of automotive and aerospace engineering fields. *Mater. Today: Proc.* 2015. Vol. 2. Iss. 4–5. P. 3032–3041.
- Surappa M.K. Aluminium matrix composites: challenges and opportunities. Sadhana. 2003. Vol. 28, Iss. 1–2. P. 319–334.
- Midling O.T., Grong O. Processing and properties of particle reinforced A1–SiC MMCs. Key Eng. Mater. 1995. Vol. 104–107 (Pt. 1). P. 329–354.
- Soltani S., Azari Khosroshahi R., Taherzadeh Mousavian R., Jiang Z., Fadavi Boostani A., Brabazon D. Stir casting process for manufacture of Al—SiC composites. *Rare Metals.* 2017. Vol. 36. Iss. 7. P. 581—590.
- Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J. The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites. J. Mater. Process. Technol. 2001. Vol. 119. Iss. 1–3. P. 329–335.
- Cong X.-S., Shen P., Wang Y., Jiang Q. Wetting of polycrystalline SiC by molten Al and Al—Si alloys. *Appl. Surf. Sci.* 2014. Vol. 317. P. 140–146.
- An Q., Cong X.-S., Shen P., Jiang Q.-C. Roles of alloying elements in wetting of SiC by Al. J. Alloys Compd. 2019. Vol. 784. P. 1212–1220.
- Yang Y., Li S., Liang Y., Li B. Effect of temperature on wetting kinetics in Al/SiC system: A molecular dynamic investigation. *Compos. Interfaces.* 2020. Vol. 27. Iss. 6. P. 587–600.
- Sijo M.T., Jayadevan K.R. Analysis of stir cast aluminium silicon carbide metal matrix composite: A comprehensive review. *Proc. Technol.* 2016. Vol. 24. P. 379–385. DOI: 10.1016/j.protcy.2016.05.052.
- Carotenuto G., Gallo A., Nicolais L. Degradation of SiC particles in aluminium-based composites. J. Mater. Sci. 1994. Vol. 29. Iss. 19. P. 4967–4974.
- 17. Sijo M.T., Jayadevan K.R. Characterization of stir cast

aluminium silicon carbide metal matrix composite. *Mater. Today: Proc.* 2018. Vol. 5. Iss. 11. Pt. 3. P. 23844— 23852.

- Prabu S.B., Karunamoorthy L., Kathiresan S., Mohan B. Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composite. J. Mater. Process. Technol. 2006. Vol. 171. Iss. 2. P. 268– 273.
- Prusov E., Panfilov A. Influence of repeated remeltings on formation of structure of castings from aluminum matrix composite alloys. In: *METAL 2013: Proc. 22nd Intern. Conf. on metallurgy and materials.* 2013. P. 1152– 1156.
- 20. Шабалдин И.В., Прусов Е.С. Программа для математической оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре композиционных материалов. Св-во о регистрации программы для ЭВМ No. 2021619286 (РФ). 2021. Shabaldin I.V., Prusov E.S. Program for mathematical assessment of the degree of uniformity of the distribution of reinforcing particles in the structure of composite mate-

rials: Certificate of registration of the computer program No. 2021619286 (RF). 2021.

- Deng X., Chawla N. Modeling the effect of particle clustering on the mechanical behavior of SiC particle reinforced Al matrix composites. J. Mater. Sci. 2006. Vol. 41. P. 5731–5734.
- Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J. Particle distribution in cast metal matrix composites — Part I. J. Mater. Process. Technol. 2002. Vol. 123. Iss. 2. P. 251—257.
- Yang Z., Pan L., Han J., Li Z., Wang J., Li X., Li W. Experimental and simulation research on the influence of stirring parameters on the distribution of particles in cast SiCp/A356 composites. J. Eng. 2017. Vol. 2017. Article ID 9413060. P. 1–11. DOI: 10.1155/2017/9413060.
- Lee J.-C., Byun J.-Y., Park S.-B., Lee H.-I. Prediction of Si contents to suppress the interfacial reaction in the SiCp/2014 Al composite. Acta Mater. 1998. Vol. 46. P. 2635–2643.
- Lloyd D.J. The solidification microstructure of particulate reinforced aluminium/SiC composites. *Compos. Sci. Technol.* 1989. Vol. 35. Iss. 2, P. 159–179.