

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al-Si-Mg, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА КРЕМНИЯ ПУТЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ. Часть 1

С.В. Житнюк¹, П.Н. Медведев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. В настоящее время разработка композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, модифицированных керамическими наполнителями, является одним из самых важных направлений материаловедения. Наиболее перспективным методом получения композиционных материалов на основе алюминия является метод селективного лазерного сплавления. Цель данной работы заключается в выявлении особенностей формирования микроструктуры и фазового состава композиционного порошка в процессе механического легирования алюминиевого сплава VAS1 и карбида кремния в зависимости от времени.

Ключевые слова: газовая атомизация, селективное лазерное сплавление, механическое легирование, композиционный материал, микроструктура, алюминиевый сплав, карбид кремния

Для цитирования: Житнюк С.В., Медведев П.Н. Исследование микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al-Si-Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.

Scientific article

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE METALLIC COMPOSITE MATERIAL Al-Si-Mg SYSTEM MODIFIED BY SILICON CARBIDE PARTICLES BY MECHANICAL ALLOYING. Part 1

S.V. Zhitnyuk¹, P.N. Medvedev¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The development of composite materials based on aluminum alloys modified with ceramic fillers is one of the most important areas of materials science today. The most promising method for obtaining composite materials based on aluminum is the method of selective laser melting. The purpose of this work is to identify the features of the formation of the microstructure and phase composition of the composite powder in the process of mechanical alloying of aluminum alloy VAS1 and silicon carbide depending on time.

Keywords: gas atomization, selective laser melting, mechanical alloying, composite material, microstructure, aluminum alloy, silicon carbide

For citation: Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N. Investigation of microstructure and phase composition of the metallic composite material Al-Si-Mg system modified by silicon carbide particles by mechanical alloying. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.

Введение

В настоящее время металлические сплавы являются одними из основных материалов для получения изделий, применяющихся в самых разнообразных областях промышленности. Применение алюминиевых, магниевых и титановых сплавов позволяет решить одну из самых актуальных проблем современного материаловедения – повышение весовой эффективности изделий. Материалы на основе алюминия характеризуются низкой плотностью, высокой жесткостью, электро- и теплопроводностью, что обеспечивает им широкое применение там, где предъявляются высокие требования к массогабаритным свойствам деталей, главным образом в аэрокосмической отрасли [1–7].

Одной из главных задач, возникающих перед исследователями, является разработка металлических композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, модифицированных керамическими наполнителями. Данный подход позволяет в значительной степени повысить эксплуатационные характеристики деталей, среди которых трибологические свойства, коррозионная стойкость, механическая прочность и др. Кроме того, изменяя соотношение матрица/наполнитель, можно получить изделие, обладающее заданными свойствами. Среди многообразия керамических материалов карбид кремния занимает ведущую позицию в качестве армирующего компонента благодаря его низкой стоимости, химической стойкости, высокой твердости и низкой плотности. Следует отметить, что композиционные материалы на основе алюминия, модифицированные карбидом кремния, уже нашли широкое применение в автомобильной промышленности и производстве воздушных судов [4–9].

Наиболее перспективным методом получения композиционных материалов на основе алюминия является метод селективного лазерного сплавления (СЛС), суть которого состоит в послойном сплавлении композиционного порошка с помощью инфракрасного лазера. По сравнению с традиционными способами получения деталей сложного профиля методом литья, метод СЛС обладает рядом преимуществ, среди которых пониженный расход материала на этапе доведения размеров деталей до требуемых значений. Применение аддитивных технологий неразрывно связано с учетом ключевого фактора при выборе исходного материала, а именно – низкой склонности к формированию горячих трещин. Система легирования сплава Al–Si–Mg, согласно данному параметру, признана наиболее перспективной [10, 11].

Важной особенностью получения композиционных порошков на основе алюминиевых сплавов также является равномерное распределение армирующих частиц в матрице. Использование литейных технологий, как правило, приводит к неравномерному распределению керамического компонента в алюминиевой матрице. Данный эффект обусловлен плохой смачиваемостью зерен карбида кремния, а также разностью плотностей алюминиевого сплава и наполнителя. В то же время применение механического легирования не только обеспечивает равномерное распределение армирующего компонента, но и предотвращает взаимодействие на границе раздела фаз. При осуществлении механического легирования, как правило, выделяют несколько стадий. На начальном этапе преобладают процессы дробления зерен карбида кремния с образованием более мелкой осколочной фракции и пластической деформации гранул сплава на основе алюминия. Затем наблюдается внедрение керамических частиц в матричную фазу с объединением мелких гранул в более крупные агломераты. Заключительная стадия характеризуется поверхностным упрочнением композиционных агломератов в ходе пластической деформации с их дальнейшим разрушением. В конечном итоге процесс агломерации гранул и их разрушения приобретает равновесный характер, для которого свойственно отсутствие дальнейшего влияния механического воздействия на размер, морфологию и микроструктурные особенности композиционных частиц [12–15].

Следует отметить, что неотъемлемой частью процесса исследования конструкционных материалов (особенно когда речь идет о порошковых композициях) является возможность получения всесторонних микроструктурных характеристик на любом технологическом этапе. Применение высокоинтенсивных источников синхротронного и нейтронного излучений в качестве диагностического инструмента позволяет проводить анализ микроструктуры объектов размером от нескольких десятков до 1000 мкм. Данный подход способствует разработке новых путей синтеза функциональных материалов, а также позволяет получить информацию о веществе, недостижимую другими методами [16].

Таким образом, исследование воздействия технологических факторов на процесс формирования микроструктуры и фазового состава композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов является актуальной задачей, решение которой позволит разработать методологический подход к получению материалов с регулируемыми свойствами методом СЛС.

Цель данной работы заключается в выявлении особенностей формирования микроструктуры и фазового состава композиционного порошка в процессе механического легирования алюминиевого сплава ВАС1 частицами карбида кремния в зависимости от времени. В дальнейшем порошок планируется использовать для синтеза металлического композиционного материала методом СЛС.

Материалы и методы

В качестве исходных материалов в работе использовали порошок алюминиевого сплава марки ВАС1 с частицами сферической формы размером 5–45 мкм, а также порошок карбида кремния марки 63С с основной фракцией F1200 (М5П). Химический состав сплава ВАС1 приведен в таблице.

Химический состав сплава ВАС1 (патент РФ № 2661525)

Содержание элементов, % (по массе)									
Основные компоненты						Примеси (не более)			
Al	Si	Mg	Cu	Zr	Se	Fe	Ni	Прочие	
								каждой	сумма
Основа	8,5–11,5	0,35–0,90	0,4–1,0	0,15–0,35	0,10–0,35	0,20	0,05	0,05	0,10

Объектами исследования стали композиционные гранулы алюминиевого сплава ВАС1, модифицированные частицами карбида кремния методом механического легирования в течение 10, 20, 30 и 40 ч.

Механическое легирование проводили в вибрационной мельнице МВ-0,05 в атмосфере аргона. Соотношение массы порошковой композиции к массе мелющих тел (стальных шаров) составляло 1:15. Навески из порошка алюминия и карбида кремния для получения однородной смеси перемешивали в V-образном смесителе С2К16 перед загрузкой в планетарную мельницу. Массу исходных компонентов, загружаемых для обработки, выбирали исходя из содержания карбида кремния в композиционном материале: 15 % (объемн.). Время механического легирования порошковых смесей составляло до 40 ч.

Исследование микроструктуры и количественный анализ композиционных гранул проводили на микрошлифах при помощи металлографического комплекса фирмы Leica при увеличениях $\times(200-1000)$. Съёмку изображений вели при помощи цифровой камеры VEC-335 (3 мегапикселя).

Подготовку изображений к количественному анализу и их математическую обработку выполняли при помощи программы Image Expert Pro 3x. При необходимости гранулы обрисовывали вручную на графическом планшете Wacom intios2 A3.

Количественный анализ гранул $\text{BaCl}_2 + \text{SiC}$ проводили на полученных в ряд десяти полях зрения для каждого образца при увеличениях $\times(100-200)$. Увеличение подбирали таким образом, чтобы количество гранул на поле зрения было максимальным, но при этом были хорошо видны и различимы границы гранул и их структурные составляющие. Полученные изображения подготовили к количественному анализу, который включал в себя цифровую фильтрацию и коррекцию для подавления шумов, а также улучшения результатов распознавания объектов на изображении. При помощи программы Image Expert Pro 3х цветом вручную по гистограмме интенсивностей цветовых оттенков, присутствующих на изображении, выделяли гранулы, не подвергшиеся механическому воздействию, а также области, обедненные частицами карбида кремния и сохранившие микроструктуру исходных гранул. Далее другим цветом выделяли остальные гранулы. Гранулы, подвергшиеся механической обработке (размером <5 мкм), отфильтровывали, так как надежно отличить их от других структурных составляющих при данном увеличении не представляется возможным. Объемную долю рассчитывали отдельно для подвергшихся механической обработке гранул и для гранул без видимых следов механического воздействия. Подсчет размеров гранул вели совместно. При подсчете размеров гранул отфильтровывали гранулы, находящиеся на краях снимка и видимые не полностью.

Для проведения исследований также изготавливали микрошлифы исходного порошка алюминиевого сплава и композиционных гранул, полученных в результате механического легирования, на поверхность которых наносили токопроводящий слой золота на установке для магнетронного напыления Leica EM ACE200. Исследование морфологии проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO MA 10. Ускоряющее напряжение составило 25 кВ, ток пучка 300 пА. Получены изображения микроструктуры в режиме отраженных и вторичных электронов. Контраст изображения структуры в режиме отраженных электронов зависит от среднего атомного номера фазы: чем больше атомный номер, тем светлее анализируемый участок. Определение локального химического состава образца проводили в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Проведение анализа и обработку данных осуществляли с применением программного обеспечения AZtec 2.3.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на многофункциональном дифрактометре EMPYREAN фирмы PanAlytical. Регистрацию дифрактограмм проводили в монохроматическом $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении в геометрии Брэгга–Брентано. Условия съемки: диапазон $2\theta = 10-120$ градусов, шаг $\Delta 2\theta = 0,013$ градусов, щели на детекторе 1/2, маска 10 мм. Детектор использовали в 1D-режиме с угловым диапазоном 3,2 градуса (позиционно-чувствительный детектор). Расшифровку и обсчет дифрактограмм для РСА проводили с помощью специализированной программы HighScore+ и базы данных PDF-2 2014.

Исследования методом порошковой рентгеновской дифракции также проводили на экспериментальной станции «РСА/Белок» источника синхротронного излучения «КИСИ-Курчатов» с использованием монохроматического излучения с длиной волны $\lambda = 0,074$ нм (энергия фотонов $E = 16755$ эВ), сфокусированного на образце до размера 400 мкм. Для каждого дифракционного измерения вручную отбирали одну частицу порошка, визуально симметричную по форме, размером 100–150 мкм.

Исследования проводили в геометрии Дебая–Шеррера (на просвет) – частицу порошка помещали в криопетлю размером 300 мкм и в процессе анализа вращали вокруг горизонтальной оси для усреднения дифрактограмм по ориентациям исследуемого объекта. Регистрацию дифракционных картин проводили двумерным позиционно-чувствительным детектором Rayonix SX165, находившемся на расстоянии 150 мм от

образца под углом $2\theta = 29,5$ градуса к оси прямого пучка. Продолжительность экспозиции составила 5 мин. Полученные двумерные дифрактограммы интегрировали к одномерному виду зависимости $I(2\theta)$ с использованием программы Dionis. Калибровку угловой шкалы детектора и определение аппаратного уширения дифракционных рефлексов проводили путем измерения поликристаллического стандарта гексаборида лантана (NIST SRM 660a). Определение характеристик микроструктуры и параметров элементарной ячейки проводили в программе Jana2006.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Исходный порошок алюминиевого сплава ВАС1 получен методом газовой атомизации, являющимся одним из наиболее распространенных способов синтеза мелкодисперсных металлических порошков, используемых для изготовления деталей с применением аддитивных технологий. Процесс атомизации принято разделять на несколько этапов. Сначала расплавляют заготовки сплава в тигле путем индукционного нагрева, затем перегревают расплав до установленной температуры и сливают его через специальный металлопровод с необходимым проходным сечением в полость форсунки. Далее через нее под высоким давлением в фокусную точку подается распыляющая среда (аргон). Поток газа из форсунки под давлением в несколько десятков бар разбивает поток расплава на отдельные капли, которые впоследствии, не долетая до стенок камеры, кристаллизуются в виде мелкодисперсных частиц порошка. После завершения процесса осуществляется разгрузка порошка из бункеров, далее – классификация и рассев в атмосфере аргона для отделения тонкой (<10 мкм) и крупной (>63 мкм) фракций порошка [17].

Морфология частиц исходного порошка сплава ВАС1 представлена гранулами сферической формы размером от 2 до 40 мкм (рис. 1). Локально наблюдаются поры, агломераты гранул неправильной формы размером не более 60 мкм, а также частицы неправильной формы размером не более 20 мкм. Наличие такого рода дефектов является типичным для металлических порошков, полученных методом газовой атомизации.

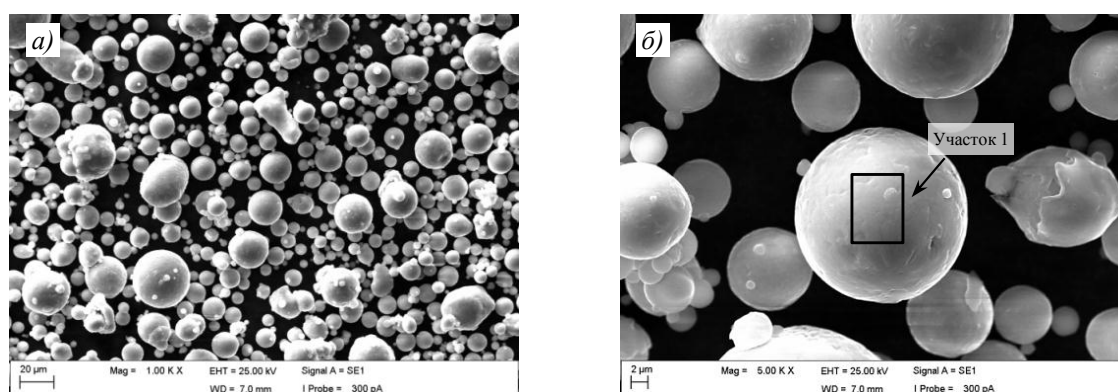


Рис. 1. Морфология (*a* – $\times 1000$; *b* – $\times 5000$) гранул исходного порошка алюминиевого сплава ВАС1

На рис. 2 представлена микроструктура исходного порошка сплава ВАС1 (фотографии со шлифов получены методом оптической микроскопии), а на рис. 3 даны карты локального распределения элементов, полученные методом электронно-зондового микроанализа.

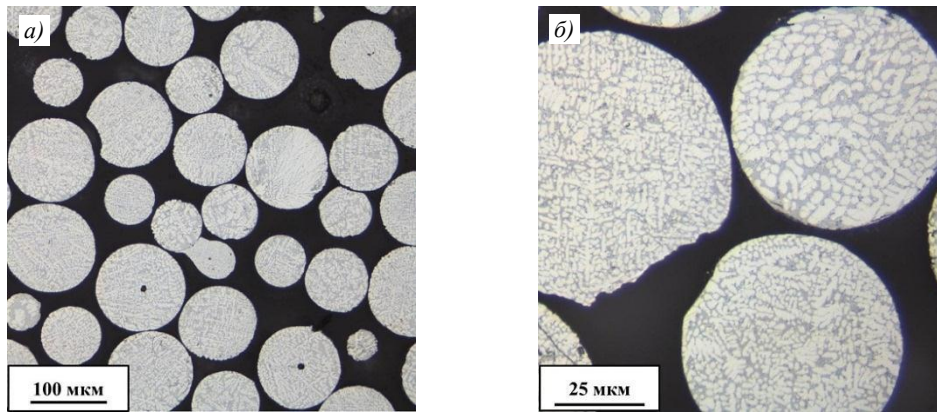


Рис. 2. Микроструктура (*a* – $\times 200$; *b* – $\times 1000$) гранул исходного порошка алюминиевого сплава BAC1

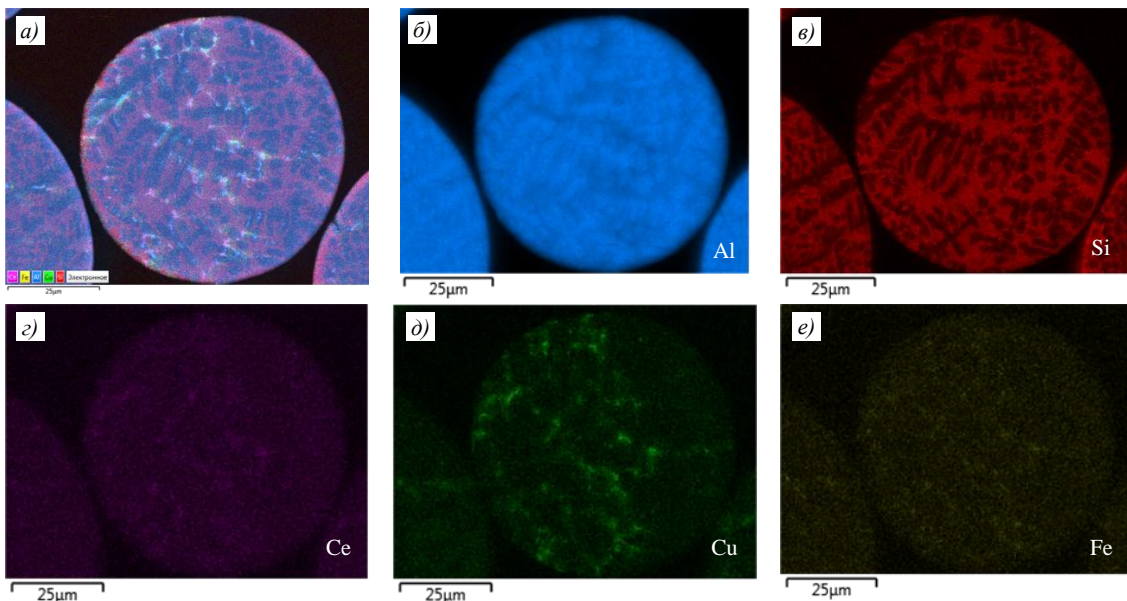


Рис. 3. Результаты электронно-зондового микроанализа ($\times 3000$) порошка сплава BAC1: многослойная карта распределения элементов (*a*) и карты распределения алюминия (*b*), кремния (*c*), церия (*d*), меди (*e*) и железа (*f*)

Микроструктура, в соответствии с фазовой диаграммой системы Al–Si (рис. 4, *a*), представлена дендритами твердого раствора алюминия [18]. В междендритном пространстве располагается большое количество эвтектических фаз на основе алюминия и кремния. Следует отметить, что микроструктура порошков (в отличие от строения шихтовых заготовок) является ультрамелкозернистой, что обусловлено диспергированием структуры при высоких скоростях кристаллизации в процессе атомизации. К сожалению, структурные исследования алюминиевых сплавов методом растровой электронной микроскопии не всегда являются показательными. Для наглядности подготовленные шлифы исходного порошка подвергли травлению. На рис. 4, *b* представлена гранула исходного порошка в разрезе после травления в 20%-ном растворе фтороводородной кислоты. Наблюдается дендритный каркас твердого раствора, эвтектические фазы полностью растворились в процессе травления.

Исходная микроструктура порошка алюминиевого сплава BAC1 характеризуется литейной структурой (такая структура далее по тексту определена как структура исходных гранул).

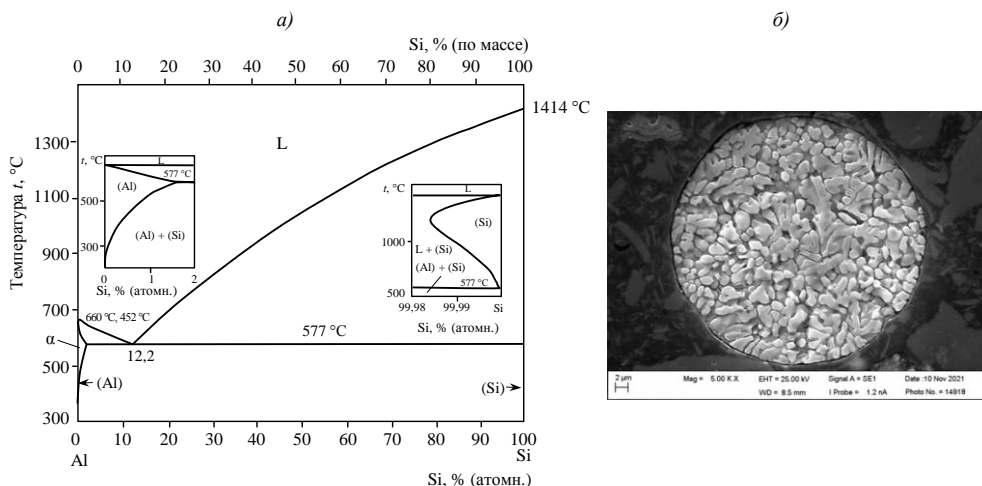


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Al–Si (а) и микроструктура ($\times 5000$) исходного порошка алюминиевого сплава ВАС1 – гранула порошка в разрезе после травления (б)

Морфология исходного порошка карбида кремния представлена частицами пластинчатой формы размером от 1 до 5 мкм (рис. 5). На рис. 6 приведены спектры характеристического рентгеновского излучения участков 1 и 2, отмеченных соответственно на рис. 1 и 5. Локальный химический состав сплава ВАС1 представлен алюминием, кремнием, магнием, медью, цирконием, железом и церием, а карбида кремния – кремнием и углеродом.

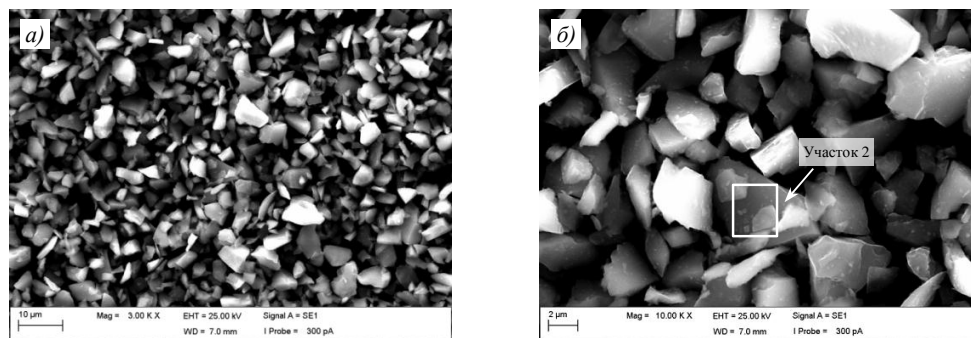


Рис. 5. Морфология (а – $\times 3000$; б – $\times 10000$) частиц исходного порошка карбида кремния

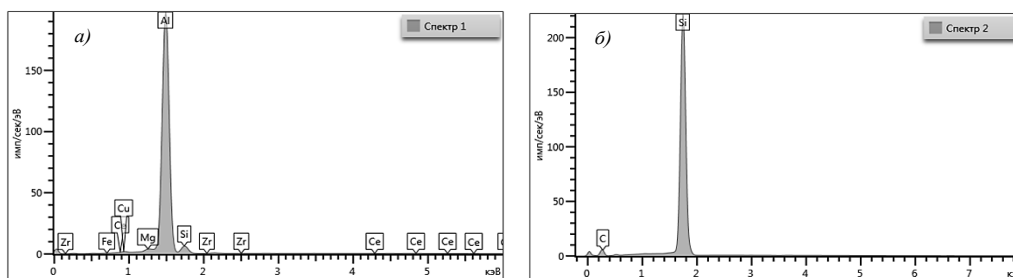


Рис. 6. Спектры характеристического рентгеновского излучения участков 1 (а) и 2 (б), приведенных на рис. 1 и 5

По результатам анализа дифрактограмм (рис. 7), полученных методом дифракции рентгеновского излучения, установлен следующий фазовый состав:

- исходных гранул сплава ВАС1 – твердый раствор на основе алюминия (92,3 % (по массе)) и твердый раствор на основе кремния (7,7 % (по массе)), также обнаружены фазы $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ и Al_9FeSi_3 в следовом количестве (массовая доля этих фаз $< 1\%$);

– исходного порошка SiC – графит, твердый раствор на основе кремния, а также фаза карбида кремния в двух модификациях: гексагональной 6H (82,5 % (по массе)) и ромбоэдрической 15R (17,5 % (по массе)).

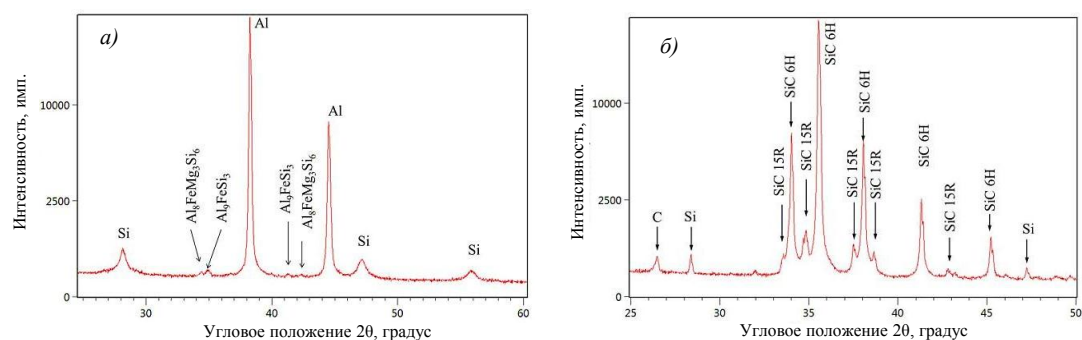


Рис. 7. Дифрактограммы исходных порошков алюминиевого сплава ВАС1 (а) и карбида кремния (б)

Дальнейшие результаты исследований рассмотрены во второй части статьи.

Заключения

В настоящее время разработка композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, модифицированных керамическими наполнителями, является одним из самых важных направлений материаловедения. Улучшенные характеристики изделий на основе таких материалов позволяют применять их в условиях повышенных физико-механических, тепловых и других видов нагрузок. Применение новых технологий, в том числе аддитивных, невозможно без формирования регулируемой микроструктуры и фазового состава как исходных материалов, так и конечного продукта. В данной работе проведены исследования исходных порошков алюминиевого сплава ВАС1 и карбида кремния, используемых для получения композиционного материала методом СЛС. Выявлены особенности микроструктуры и морфологии порошков, а также фазового состава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Состояние и перспективы арктического материаловедения // *Вестник РАН*. 2017. Т. 87. № 9. С. 827–839.
3. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // *Металлы Евразии*. 2017. № 3. С. 2–6.
4. Горбовец М.А., Беляев М.С., Рыжков П.В. Сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом СЛС // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-50-55.
5. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Клочков Г.Г. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.
6. Лукина Е.А., Зайцев Д.В., Романенко В.А. Структура и свойства композиционного материала на основе алюминиевого сплава с добавлением углеродных нанотрубок // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 27–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-27-34.

7. Косолапов Д.В., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Гололобов А.В. Исследование структуры и свойств дисперсноупрочненного МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
8. Lui K., Jiang X., Chen S., Yuan T. Effect of SiC addition on microstructure and properties of Al–Mg alloy fabricated by powder and wire cold metal transfer process // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 17. P. 310–319.
9. Khodabakhshi F., Gerlich A.P. On the stability, microstructure, and mechanical property of powder metallurgy Al–SiC nanocomposites during similar and dissimilar laser welding // Material Science & Engineering: A. 2019. Vol. 759. P. 688–702.
10. Pei W., Zhengying W., Zhen C. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and behavior // Applied surface science. 2017. Vol. 408. P. 38–50. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.02.215.
11. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. 2017. Vol. 69. P. 516–522. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5.
12. Шавнев А.А., Неруш С.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В., Медведев П.Н. Исследование структуры металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg–SiC, полученного с использованием механического легирования // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2022. № 1. С. 17–25. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.
13. Mohanavel V., Rajan K., Kumar S.S. et al. Effect of silicon carbide reinforcement on mechanical and physical properties of aluminum matrix composites // Materials Today: Proceedings. 2018. Vol. 5. No. 1. P. 2938–2944. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.01.089.
14. Famodimu O.H., Stanford M., Oduoza C.F., Zhang L. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite // Frontiers of Mechanical Engineering. 2018. Vol. 13. P. 520–527.
15. Riquelme A., Rodrigo P., Escalera-Rodríguez M.D., Rams J. Additively Manufactured Al/SiC Cylindrical Structures by Laser Metal Deposition // Materials. 2020. Vol. 13. Is. 15. Art. 3331.
16. Sulyanov S., Boysen H., Paulmann C. et al. 2θ-scanning 2D-area detector for high quality powder data collection using synchrotron radiation // European Powder Diffraction Conference. 2011. No. 1. P. 175–180.
17. Неруш С.В., Ермолаев А.С., Рогалев А.М., Василенко С.А. Исследование технологии восстановления торца пера рабочей лопатки первой ступени турбины высокого давления (ТВД) из сплава ЖС32-ВИ методом лазерной газопорошковой наплавки с применением металлического порошка сплава ЖС32-ВИ, изготовленного методом атомизации // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
18. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44: справочник в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Buznik V.M., Kablov E.N. State and prospects of Arctic materials science. *Vestnik RAN*, 2017, vol. 87, no. 9, pp. 827–839.
3. Kablov E.N. Dominant of the national technology initiative. Problems of accelerating the development of additive technologies in Russia. *Metally Evrazii*, 2017, no. 3, pp. 2–6.
4. Gorbovets M.A., Belyayev M.S., Ryzhkov P.V. Fatigue strength of heat-resistant nickel alloys produced by selective laser melting. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-50-55.
5. Bulina N.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Klochkov G.G. Research of the structural-phase composition of laser weld joint depending on the thermal processing of the aluminum alloy V-1469. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.

6. Lukina E.A., Zaitsev D.V., Romanenko V.A. Structure and properties of a composite material based on aluminum alloy with the addition of carbon nanotubes. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 27–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-27-34.
7. Kosolapov D.V., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Gololobov A.V. Study on structure and properties of dispersion hardened MMC based on aluminium alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 15, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
8. Lui K., Jiang X., Chen S., Yuan T. Effect of SiC addition on microstructure and properties of Al–Mg alloy fabricated by powder and wire cold metal transfer process. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 310–319.
9. Khodabakhshi F., Gerlich A.P. On the stability, microstructure, and mechanical property of powder metallurgy Al–SiC nanocomposites during similar and dissimilar laser welding. *Material Science & Engineering: A*, 2019, vol. 759, pp. 688–702.
10. Pei W., Zhengying W., Zhen C. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and behavior. *Applied surface science*, 2017, vol. 408, pp. 38–50. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.02.215.
11. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting. *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 2017, vol. 69, pp. 516–522. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5.
12. Shavnev A.A., Nerush S.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Medvedev P.N. Investigation of the structure of a metal composite material of the Al–Si–Mg–SiC system obtained using mechanical alloying. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya*, 2022, no. 1, pp. 17–25. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.
13. Mohanavel V., Rajan K., Kumar S.S. et al. Effect of silicon carbide reinforcement on mechanical and physical properties of aluminum matrix composites. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, no. 1, pp. 2938–2944. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.01.089.
14. Famodimu O.H., Stanford M., Oduoza C.F., Zhang L. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018, vol. 13, pp. 520–527.
15. Riquelme A., Rodrigo P., Escalera-Rodríguez M.D., Rams J. Additively Manufactured Al/SiC Cylindrical Structures by Laser Metal Deposition. *Materials*, 2020, vol. 13, is. 15, art. 3331.
16. Sulyanov S., Boysen H., Paulmann C. et al. 2θ-scanning 2D-area detector for high quality powder data collection using synchrotron radiation. *European Powder Diffraction Conference*, 2011, no. 1, pp. 175–180.
17. Nerush S.V., Ermolayev A.S., Rogalev A.M., Vasilenko S.A. Research of retailoring process of the rotor blade feather end of the first stage of high-pressure turbine (HPT) from ZhS32-VI alloy by laser metal deposition with ZhS32-VI metal alloy powder dispersed by atomization. *Trudy VIAM*, 2016, no. 8, paper no. 4. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 15, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
18. *Diagrams of the state of binary metal systems: D44: a reference book in 3 vols.* Ed. N.P. Lyakishev. Moscow: Mashinostroenie, 1996, vol. 1, 992 p.

Информация об авторах

Житнюк Сергей Викторович, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey V. Zhitnyuk, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 09.11.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.11.2022.

The article was submitted 09.11.2022; approved and accepted for publication after reviewing 17.11.2022.