

Научная статья

УДК 669.018.95:621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Ф.Л. Шошев¹, И.А. Богачев¹, Д.И. Сухов¹

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

Аннотация. Исследованы структуры металлокерамического композиционного порошка сплава на основе алюминия, упрочненного частицами карбида кремния, после сфероидизации и материала, синтезированного из данного порошка методом селективного лазерного сплавления, установлены основные принципы их формирования. Изучено влияние газостатической и термической обработок на структуру синтезированного материала.

Ключевые слова: алюмоматричный композиционный материал, селективное лазерное сплавление, плазменная обработка, сфероидизация, аддитивные технологии, структура

Для цитирования: Шошев Ф.Л., Богачев И.А., Сухов Д.И. Особенности получения алюмоматричного композиционного материала методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.

Scientific article

THE FEATURES OF PROCESSING AN ALUMINUM MATRIX COMPOSITE MATERIAL BY SELECTIVE LASER MELTING

F.L. Shoshev¹, I.A. Bogachev¹, D.I. Suhov¹

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 structure of aluminum matrix composite powder reinforced by silicon carbide particles and then spheroidized is investigated. The structure of selective laser melting material made of this powder is investigated as well. The main principles of forming of such structure are determined. In addition an effect of gasostatic and heat treatment on selective laser melting material structure is considered.

Keywords: aluminum matrix composite, selective laser melting, plasma treatment, spheroidizing, additive manufacturing, structure

For citation: Shoshev F.L., Bogachev I.A., Suhov D.I. The features of processing an aluminum matrix composite material by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.

Введение

Металлокерамические композиционные материалы имеют высокие значения прочности, трещино- и износостойкости, а также расширенный интервал рабочих температур, благодаря чему представляют интерес для использования в авиационно-космической отрасли [1].

Наиболее перспективным направлением является разработка аддитивных технологий изготовления металлокерамических композиционных материалов с применением метода селективного лазерного сплавления (СЛС), к основным преимуществам которого относят меньшую продолжительность производственного цикла, возможность изготовления сложнопрофильных деталей и элементов конструкций, недоступных либо сложных для изготовления по традиционным технологиям [2–6].

Для повышения эксплуатационных характеристик алюминиевых сплавов, например силуминов, до уровня высокопрочных алюминиевых сплавов их армируют упрочняющими частицами карбида кремния. Однако поведение частиц упрочняющей фазы в металлической матрице в процессе печати и последующей термической обработки изучено недостаточно. Актуальной задачей является изучение состояния границ раздела «матрица–частица» и связанных с этим состоянием свойств.

Установлено, что механическое легирование является наиболее предпочтительным технологическим процессом производства металлокерамических композиционных материалов, который не только предотвращает взаимодействие на границе раздела «матрица–частица» и деградацию армирующего компонента, но и обеспечивает более равномерное распределение керамических частиц в алюминиевой матрице [7].

Наиболее распространенным керамическим наполнителем для алюминиевой матрицы является карбид кремния. Он характеризуется высокой стойкостью к окислению и не взаимодействует с матрицей [8].

Для использования металлокерамических композиционных материалов в качестве сырья для аддитивных технологий необходимо получить сферическую или близкую к ней форму частиц заданного фракционного состава, что может обеспечить процесс сфероидизации [9]. Применению металлокерамических композиционных материалов на основе алюминия в аддитивных технологиях посвящен ряд работ [10–13]. В процессе синтеза данных материалов карбид кремния может взаимодействовать с алюминиевой матрицей, в результате чего образуются различные второстепенные фазы и химические соединения [14, 15].

В данной статье впервые в отечественной практике в качестве основы металлокерамических композиционных материалов опробован силумин марки ВАС1 (Al–Si–Mg–Cu), специально разработанный для применения в аддитивных технологиях. В работах [16, 17] исследовано влияние карбида кремния на микроструктуру и фазовый состав механически легированного порошка сплава ВАС1, а также сформированы подходы к получению металлокерамических композиционных порошков, пригодных для применения в технологии СЛС. Особый интерес для расширения области промышленного применения металлокерамических композиционных материалов, в том числе на основе силумина ВАС1, представляет дальнейшее исследование особенностей получения алюмоматричного композиционного материала методом СЛС сфероидизированного композиционного порошка.

Целью работы является исследование структур металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1, упрочненного частицами карбида кремния, после сфероидизации и материала, синтезированного из данного порошка методом СЛС, в состояниях до и после газостатической и термической обработок.

Материалы и методы

Для получения металлокерамического композиционного материала в качестве основы выбран порошок алюминиевого сплава марки ВАС1 [13]. Металлокерамический композиционный порошок получали методом механического легирования порошковой смеси силумина ВАС1 и карбида кремния в атриторе А-60К (компания «Диспод»). Полученный металлокерамический композиционный порошок подвергали сфероидизации в потоке термической плазмы на электродуговой установке производства ИМЕТ РАН.

Форму частиц механически легированного и сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка определяли в соответствии с ГОСТ 25849–83 с помощью компьютерной программы Image Expert Pro 3x. Морфологию и микроструктуру порошков исследовали на растровом электронном микроскопе. Локальный химический состав порошковых частиц определяли полуколичественным методом электронно-зондового микроанализа в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Проведение анализа и обработку данных осуществляли с применением специализированного программного обеспечения для электронно-зондового микроанализа.

Гранулометрический состав порошков определяли на лазерном дифракционном анализаторе размера частиц Bettersizer 2600 в соответствии с ГОСТ Р 8.777–2011.

Получение синтезированного материала из сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка выполняли на 3D-принтере по технологии СЛС, где применялись специально разработанные режимы с двойным экспонированием каждого слоя. Первое экспонирование проводили по режиму с низкой объемной плотностью энергии (68,75 Дж/мм³), второе – по режиму с повышенной плотностью энергии (183,33 Дж/мм³). Заданная толщина слоя составила 50 мкм. После синтеза проводили газостатическую и термическую обработки.

Влияние газостатической и термической обработок на структуру синтезированного металлокерамического композиционного материала исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и электронно-зондового микроанализа.

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

Результаты и обсуждение

Исследование металлокерамического композиционного порошка

При определении морфологии частиц металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1, легированного частицами карбида кремния, обнаружены осколочные и округлые формы (рис. 1).

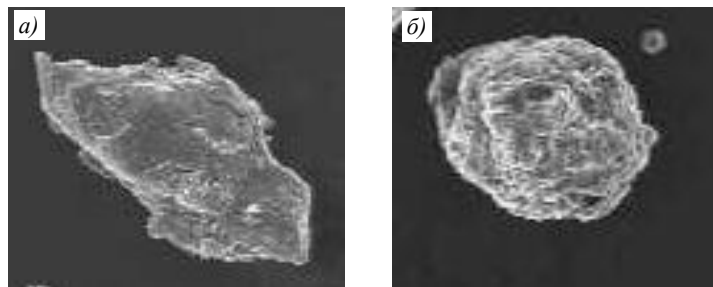


Рис. 1. Частицы металлокерамического композиционного порошка осколочной (а) и округлой (б) формы

Результаты количественного металлографического анализа приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты количественного металлографического анализа

Образец порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC	Доля частиц, %		Вытянутость частиц	Размеры частиц округлой формы, мкм	
	осколочной формы	округлой формы		длина	ширина
Сфероидизированный	38,4	61,6	1,3±0,01	159,4±2,4	138,6±2,2
Механически легированный	68,9	31,1	1,6±0,02	144,8,0±1,7	92,5±1,1

Поля зрения, на которых определяли форму частиц металлокерамической композиции, представлены на рис. 2.

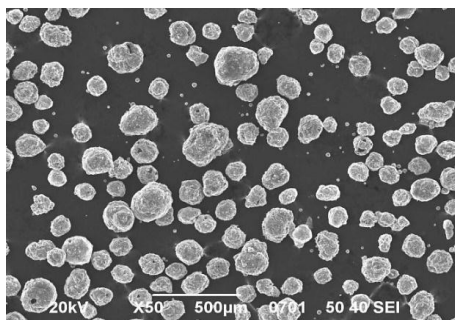


Рис. 2. Частицы металлокерамического композиционного порошка сплава BAC1 + 7,5 % SiC

По результатам исследования морфологии металлокерамического композиционного порошка установлено, что после плазменной сфероидизации доля частиц округлой формы повышается в ~2 раза по сравнению с исходной. Однако локальный химический анализ (рис. 3) частиц показал, что в процессе сфероидизации легкоплавкие элементы выгорают (табл. 2). За счет этого в массе порошка образуются дефектные частицы с крупными внутренними порами.

Таблица 2

Локальный химический состав металлокерамического композиционного порошка сплава BAC1 + 7,5 % SiC до и после сфероидизации

Образец порошка сплава BAC1 + 7,5 % SiC	Содержание элементов, % (по массе)				
	Al	Si	Mg	C	Cu
Механически легированный	76,7	21,7	0,7	–	0,85
Сфероидизированный:					
спектр 1	73,7	25,2	0,72	–	0,87
спектр 2	72,1	23,4	0,78	–	0,89
спектр 3	11,0	49,6	0,80	36,1	–

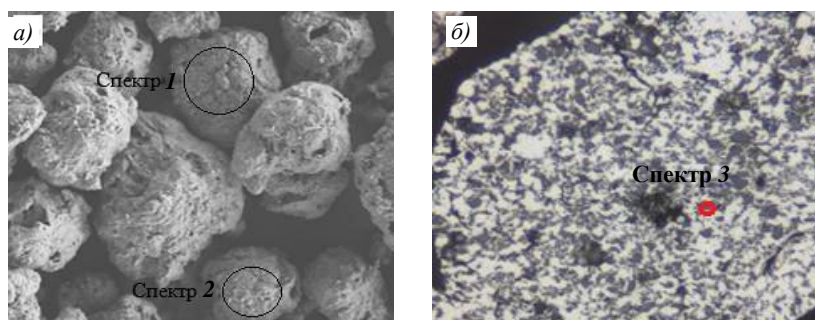


Рис. 3. Морфология (а) и микроструктура (б) частиц металлокерамического композиционного порошка сплава BAC1 + 7,5 % SiC

Данные анализа локального химического состава подтвердили наличие упрочняющих частиц карбида кремния в алюминиевой матрице металлокерамического композиционного порошка (табл. 2), однако наблюдается их неравномерное распределение в объеме частиц.

Распределение частиц по размерам механически легированного металлокерамического композиционного порошка сплава BAC1 + 7,5 % SiC при значении параметров $D[4,3]$, D_{10} , D_{50} и D_{90} соответственно 163, 113, 158 и 223 мкм:

Размер частиц, мкм	80	100	120	140	160	180	200	250	310
Объем частиц с меньшим размером, %	0,25	3,88	15,68	33,09	51,94	68,28	80,48	96,01	100

Распределение частиц по размерам сфероидизированного металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC при значении параметров $D[4,3]$, D_{10} , D_{50} и D_{90} соответственно 190, 117, 180 и 277 мкм:

Размер частиц, мкм	80	100	120	140	160	180	200	250	300	400	475
Объем частиц с меньшим размером, %	0,30	3,32	11,46	23,10	36,48	49,70	61,51	82,83	93,73	99,74	100

Соответствующие гистограммы распределения частиц представлены на рис. 4. Выявлено, что размер основной фракции металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC составляет от 100 до 250 мкм.

После плазменной обработки диапазон распределения частиц смещается в сторону фракции размером от 100 до 300 мкм. Значение размера частиц, определяющее медиану функции представленного распределения (параметр D_{50}), увеличивается по сравнению с аналогичным параметром исходного материала в среднем на 15 % за счет прореагировавших в плазме частиц и появления объемных поверхностных и внутренних пор, средний объемный диаметр частиц (параметр $D[4,3]$) увеличивается в среднем на 12 %.

Таким образом, сфероидизация приводит к увеличению размеров частиц металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC и к образованию пористости в них.

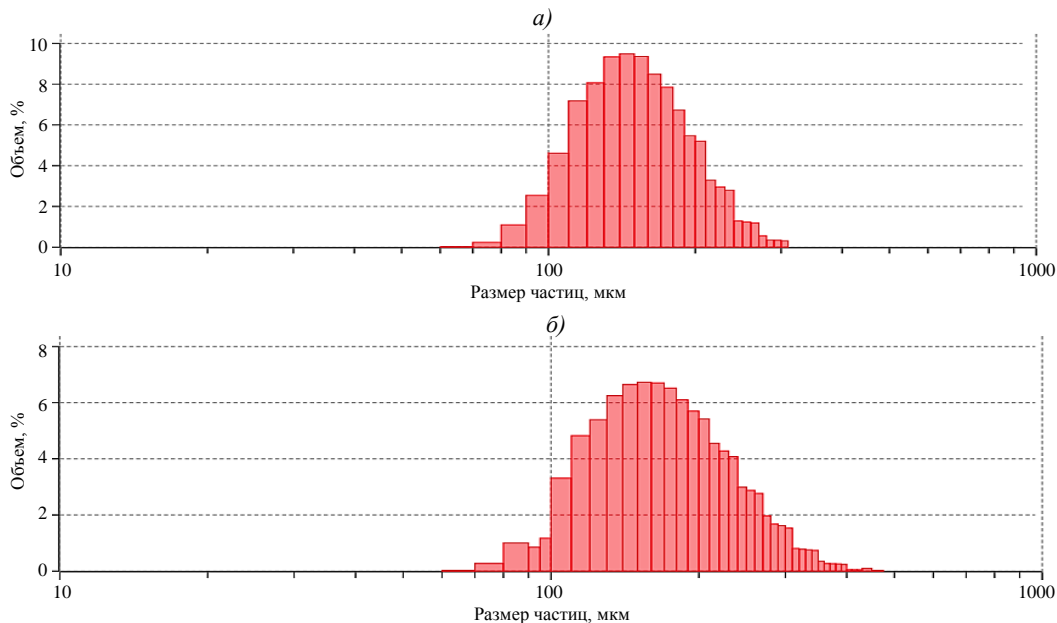


Рис. 4. Гранулометрическое распределение частиц механически легированного (а) и сфероидизированного (б) металлокерамического композиционного порошка сплава ВАС1 + 7,5 % SiC

Исследование структуры синтезированного материала

Структура синтезированного материала изучена методом оптической микроскопии на нетравленных шлифах и представлена в сечениях XZ (перпендикулярно оси построения, рис. 5, а, в) и XY (параллельно оси построения, рис. 5, б, г). В структуре образца присутствуют поры округлой и неправильной формы, а также несплавления.

Характерный размер дефектов составляет от 20 до 250 мкм. Наличие подавляющего количества дефектов неправильной формы может свидетельствовать об их образовании не только в процессе СЛС, но и в исходных сфероидизированных металлокерамических композиционных частицах. Дефекты в объеме синтезированного материала распределены однородно, преимущественных областей их скопления на границах или в объеме ванн расплава не выявлено. Значения объемной доли пор составили 2,99 и 5,59 % в направлениях XU и XZ соответственно.

Следует отметить, что определенная доля дефектов синтезированного материала может являться следствием наличия дефектов (газовых пор) в структуре полученных сфероидизированных металлокерамических композиционных частиц сплава ВАС1 + 7,5 % SiC. При использовании в процессе СЛС более плотных частиц порошка возможно достижение более низких показателей дефектности синтезированного материала. Вместе с тем сокращение диапазона размеров частиц порошка и смещение фракционного состава в сторону наиболее часто используемой в СЛС фракции порошка размером 10–63 мкм также могут способствовать улучшению качества получаемого синтезированного материала, так как появляется возможность уменьшить толщину слоя и плотность энергии лазера.

Результаты рентгеноструктурного анализа синтезированных образцов сплава ВАС1 + 7,5 % SiC представлены на рис. 6. В структуре материала присутствуют твердые растворы на основе алюминия и на основе кремния, отчетливо обнаруживается карбид алюминия. В процессе синтеза частицы SiC частично диссоциировали, по-видимому, вследствие высокой энергетичности процесса СЛС, кремний высвободился в виде отдельных частиц, а углерод образовал карбиды алюминия типа Al_nC_m , преимущественно Al_4C_3 .

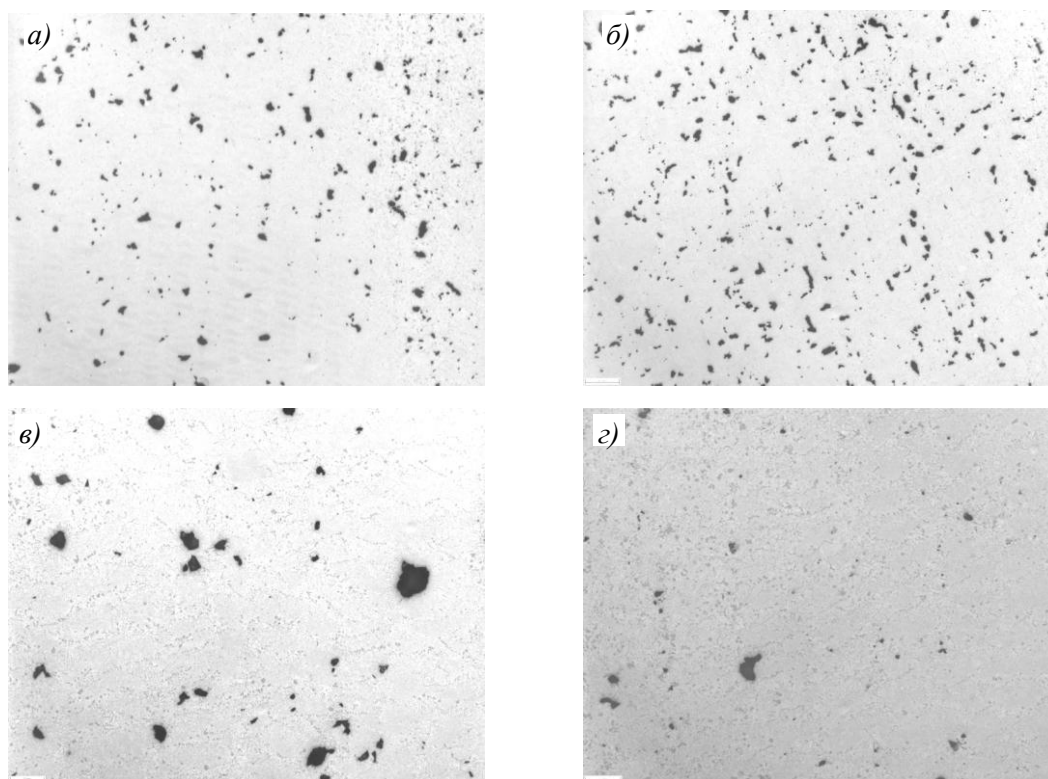


Рис. 5. Структура синтезированного материала состава ВАС1 + 7,5 % SiC в сечениях XZ (а, в) и XU (б, г)

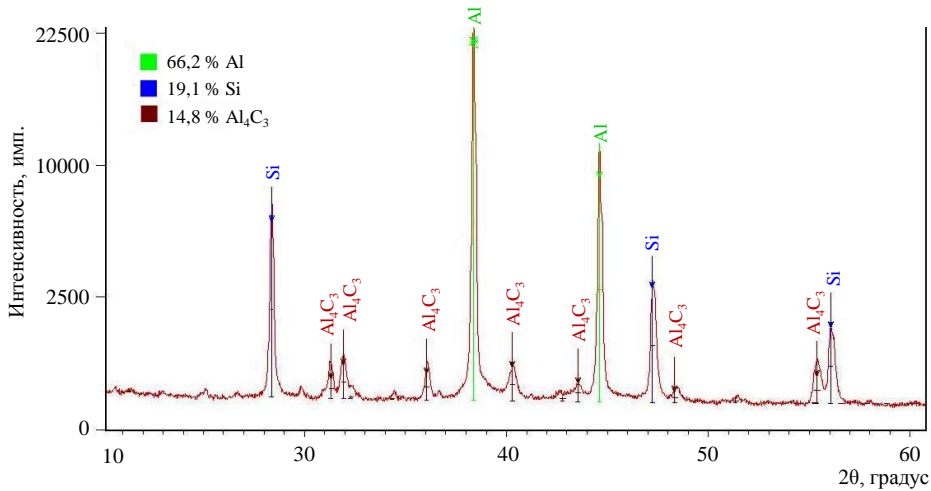


Рис. 6. Дифрактограмма синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC

Методом электронно-зондового микроанализа определен локальный химический состав на характерном участке микроструктуры синтезированного образца, включающего выделения как карбидов, так и кремния (табл. 3).

Таблица 3

Локальный химический анализ синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC

Элемент	Содержание элементов, % (по массе), при спектре			
	2	3	4	5
C	19,18	37,17	21,22	23,39
Al	62,19	46,33	61,9	61,15
Si	18,29	16,31	16,56	15,17
Cu	0,35	0,19	0,32	0,29
Итого	100	100	100	100

На рис. 7 представлена карта распределения элементов, подтверждающая данные рентгеноструктурного анализа. В структуре присутствуют игольчатые выделения, в состав которых входят алюминий и углерод, а также равноосные выделения, в основном содержащие кремний. Медь, примеси железа и никеля распределены в сплаве равномерно.

Структуру синтезированного материала также исследовали методом световой микроскопии на травленых шлифах (рис. 8). На полученных изображениях наблюдается характерная структура, состоящая из закристаллизованных ванн расплава и следов от треков лазера. Анализ структуры ванн расплава показывает, что в процессе синтеза происходит межтрековое перекрытие, белым цветом выделена алюминиевая матрица. Равновесные частицы кремния коагулируют вдоль границ треков. Карбид алюминия выделяется в виде пластин (8, в).

Структура материала после газостатической и термической обработок стала гомогенной, часть карбидов алюминия растворилась, равновесные частицы кремния коагулировали (рис. 9). Газостатическая обработка снижает объемную долю остаточной пористости синтезированного материала до $\leq 0,5\%$. В структуре материала после газостатической и термической обработок также наблюдаются игольчатые выделения хрупких фаз – карбидов типа Al_nC_m , а также равноосные выделения чистого кремния, которые распределены в матричном сплаве по границам ванн расплава и наследуют структуру синтезированного материала.

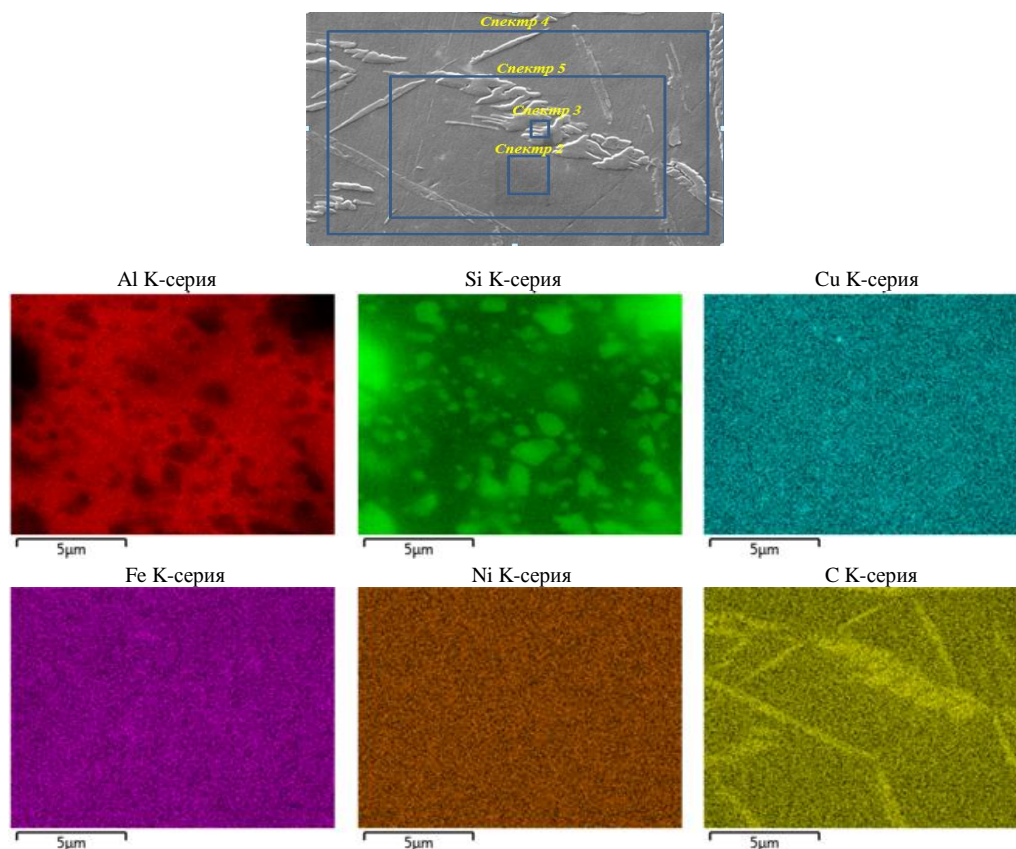


Рис. 7. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC с картой распределения элементов

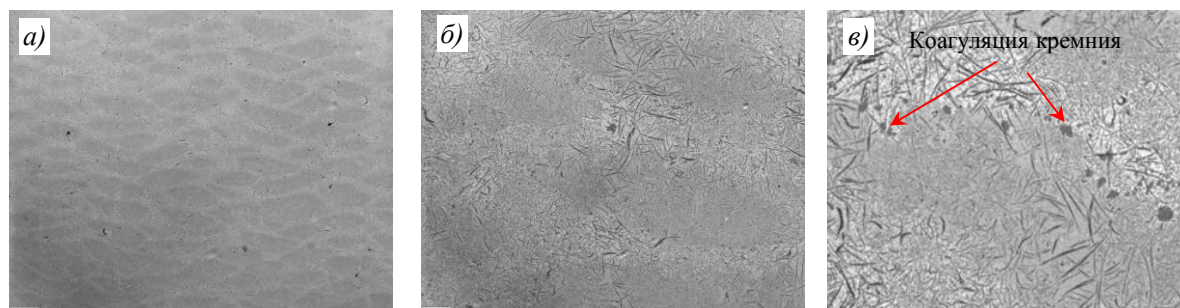


Рис. 8. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC: характерный вид (а) и микроструктура (б) ванны расплава, коагуляция кремния и выделение карбидов (в)

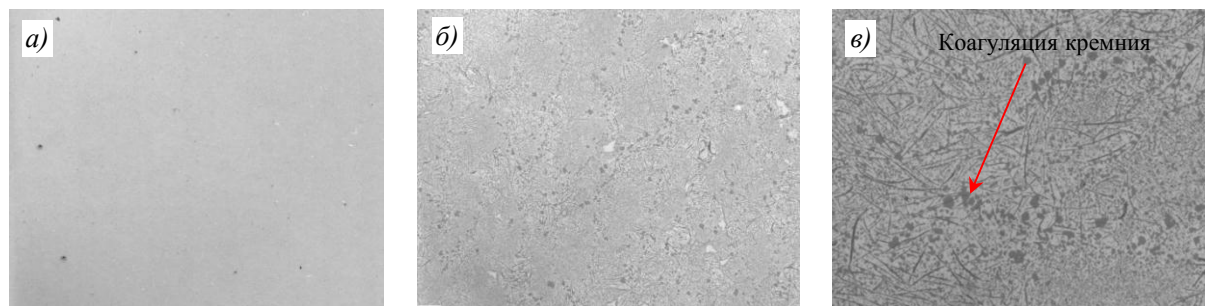


Рис. 9. Микроструктура синтезированного материала состава BAC1 + 7,5 % SiC после газо-статической и термической обработок: характерный вид (а) и микроструктура (б) ванны расплава, коагуляция кремния и выделение карбидов (в)

Заключения

Установлено, что после плазменной обработки диапазон распределения металлокерамических композиционных частиц смещается в сторону фракции размером 80–300 мкм. Результаты химического анализа подтверждают, что вследствие выгорания легкоплавких элементов, входящих в данные составы, образуются крупные внутренние и поверхностные поры. Анализ локального химического состава свидетельствует о наличии дисперсных частиц карбида кремния в алюминиевой матрице материала, однако наблюдается их неравномерное распределение в объеме частиц.

Выявлено, что при СЛС карбид кремния диссоциирует, а алюминий в ходе химической реакции активно взаимодействует с кремнием и углеродом с образованием карбида алюминия типа Al_nC_m , преимущественно Al_4C_3 . При этом кремний высвобождается в виде отдельных частиц. Газостатическая и термическая обработки принципиально не влияют на структуру материала, частицы кремния коагулируют, большое количество карбида алюминия выпадает в осадок, который не растворяется после термической обработки.

Сфероидизированный металлокерамический композиционный порошок сплава ВАС1 +7,5 % SiC полученного фракционного состава можно использовать для синтеза материала с остаточной пористостью 3,0–5,5 % методом СЛС. Газостатическая обработка снижает пористость до $\leq 0,5$ %.

Перспектива дальнейших исследований в области получения алюмоматричных композиционных материалов заключается в выборе упрочняющих частиц другого состава, а также режимов синтеза или технологических приемов, которые позволят подавить процессы диссоциации упрочняющих частиц с сохранением их в матрице материала.

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

Список источников

1. Kanth U.R., Rao P.S., Krishna M.G. Mechanical behaviour of fly ash/SiC particles reinforced Al–Zn alloy-based metal matrix composites fabricated by stir casting method // Journal of Materials Research and Technology. 2019. Vol. 8. No. 1. P. 737–744. DOI: 10.1016/J.JMRT.2018.06.003.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. К вопросу о механизме формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 2 (812). С. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
3. Асланян Г.Г., Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Сульянова Е.А. Фрактографическое исследование образцов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2019-0-4-3-10.
4. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
5. Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Дынин Н.В., Бенариев И., Савичев И.Д. Разработка параметров селективного лазерного сплавления, структура и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Ce–C // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-50-68.
6. Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Особенности получения высокопрочных сплавов на основе никеля методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-15-27.

7. Стоякина Е.А., Курбаткина Е.И., Симонов В.Н., Косолапов Д.В., Гололобов А.В. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Няфкин А.Н., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния размера частиц карбида кремния на температурный коэффициент линейного расширения композиционного материала на основе алюминиевого сплава // Труды ВИАМ. 2020. № 2 (86). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49.
9. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys // Nature. 2017. Vol. 549. P. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.
10. Spigarelli S., Paoletti C. A new model for the description of creep behaviour of aluminium-based composites reinforced with nanosized particles // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2018. Vol. 112. P. 346–355. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.021.
11. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W.Y. et al. Numerical investigation and an effective modelling on the selective laser melting (SLM) process with aluminium alloy 6061 // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2015. Vol. 80. P. 288–300. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014.
12. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 272. P. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
13. Dai D., Gu D., Xia M. et al. Melt spreading behavior, microstructure evolution and wear resistance of selective laser melting additive manufactured AlN/AlSi10Mg nanocomposite // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 349. P. 279–288. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.072.
14. Light Metal Alloys Application / Ed. Mandredi W.A. Croatia: InTech, 2014. 252 p. DOI: 10.5772/57069.
15. Canali R. Study, development and characterization of aluminum based materials by additive manufacturing: PhD thesis. Turin: Politecnico di Torino, 2015. 116 p. DOI: 10.6092/polito/porto/2598770.
16. 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> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
17. 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 2 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

References

1. Kanth U.R., Rao P.S., Krishna M.G. Mechanical behaviour of fly ash/SiC particles reinforced Al–Zn alloy-based metal matrix composites fabricated by stir casting method. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 1, pp. 737–744. DOI: 10.1016/J.JMRT.2018.06.003.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V. To the question of the mechanism of the formation of the thin structure of the track in the process of selective laser rafting. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 2 (812), pp. 44–55. DOI: 10.30906/Mitom.2023.2.44-55.
3. Aslanian G.G., Sukhov D.I., Mazalov P.B., Sulyanova E.A. Fractographic study of Co–Cr–Ni–W–Ta alloy samples obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 4 (76), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10.
4. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.

5. Nerush S.V., Kaplanskii Yu.Yu., Dynin N.V., Benarieb I., Savichev I.D. Development of laser powder bed fusion parameters, structure and mechanical properties of a high-strength aluminum alloy Al–Ce–Cu. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-50-68.
6. Sukhov D.I., Kaplansky Yu.Yu., Rogalev A.M., Kurkin S.E. The features of processing Cr-rich nickel based alloy by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18557/2307-6046-2023-0-1-15-27.
7. Stoyakina E.A., Kurbatkina E.I., Simonov V.N., Kosolapov D.V., Gololobov A.V. Mechanical properties of aluminium-matrix composite materials reinforced with SiC particles, depending on the matrix alloy (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 2, paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577 / 2307-6046-2018-0-2-8-8.
8. Nyafkin A.N., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Studying the effect of silicon carbide particle size on the linear thermal expansion coefficient of the composite material based on aluminum alloy. *Trudy VIAM*, 2020, no. 2 (86), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49.
9. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys. *Nature*, 2017, vol. 549, pp. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.
10. Spigarelli S., Paoletti C. A new model for the description of creep behaviour of aluminium-based composites reinforced with nanosized particles. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, vol. 112, pp. 346–355. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.021.
11. Loh L.E., Chua C.K., Yeong W.Y. et al. Numerical investigation and an effective modelling on the selective laser melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2015, vol. 80, pp. 288–300. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.09.014.
12. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 272, pp. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
13. Dai D., Gu D., Xia M. et al. Melt spreading behavior, microstructure evolution and wear resistance of selective laser melting additive manufactured AlN/AlSi10Mg nanocomposite. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 279–288. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.05.072.
14. *Light Metal Alloys Application*. Ed. Mandredi W.A. Croatia: InTech, 2014, 252 p. DOI: 10.5772/57069.
15. Canali R. *Study, development and characterization of aluminum based materials by additive manufacturing*: PhD thesis. Turin: Politecnico di Torino, 2015, 116 p. DOI: 10.6092/polito/porto/2598770.
16. 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> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
17. 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 2. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

Информация об авторах

Шошев Федор Львович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Богачев Игорь Александрович, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Fedor L. Shoshev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Igor A. Bogachev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Dmitry I. Sukhov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.10.2023.
 The article was submitted 14.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 18.10.2023.