

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al–Si–Mg, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА КРЕМНИЯ ПУТЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ. Часть 2

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. Исследованы результаты процесса механического легирования алюминиевого сплава ВАС1 частицами карбида кремния в шаровой мельнице. Проведен анализ особенностей микроструктуры, возникающих в результате процесса механического легирования при получении порошковых композиций ВАС1–SiC. Сформулирована гипотеза о влиянии соударений частиц гранул на формирование структуры композиционных частиц при механическом легировании алюминиевого сплава ВАС1 с карбидом кремния SiC, которая удовлетворительно описывает полученные экспериментальные результаты.

Ключевые слова: механическое легирование, композиционный материал, микроструктура, алюминиевый сплав, карбид кремния, рентгеновский дифракционный анализ, синхронное излучение, фазовый анализ

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 2 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

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 2

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 process of mechanical alloying of aluminum alloy ВАС1 with silicon carbide particles in a ball mill has been studied. An analysis of the stages of the process of mechanical alloying in the preparation of ВАС1–SiC powder compositions was carried out and characteristic microstructures corresponding to each stage were identified. A hypothesis was formulated about the effect of collisions of granule particles on the formation of the structure of composite particles during mechanical alloying of an aluminum alloy ВАС1 with silicon carbide SiC, which satisfactorily describes the experimental results obtained.

Keywords: mechanical alloying, composite material, microstructure, aluminum alloy, silicon carbide, x-ray diffraction analysis, synchronous radiation, phase analysis

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 2. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-107-118.

Введение

В данной части статьи рассмотрен процесс механического легирования алюминиевого сплава ВАС1 частицами карбида кремния в шаровой мельнице. В предыдущей части статьи описаны перспективные материалы и методы исследований, а также актуальность получения порошковых композиций Al–SiC для применения в лазерных или электронно-лучевых аддитивных технологиях [1–7]. Основными требованиями, предъявляемыми к гранулам на данном этапе изготовления сырья, являются однородность распределения частиц карбида кремния в матрице алюминиевого сплава ВАС1 с заданным уровнем объемной доли, а также определенный размер частиц [8–13]: размер исходных гранул алюминиевого сплава ВАС1 составляет 10–30 мкм, а упрочняющих частиц порошка карбида кремния 3–5 мкм.

В результате помола исходных компонентов (ВАС1 и SiC) для проведения исследования получили композиционные гранулы, которые рассеяли на две фракции: 30–60 и 100–200 мкм.

Цель работы заключается в выявлении особенностей формирования микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования.

Материалы и методы

Применены следующие методы исследования: оптическая микроскопия, локальный химический анализ (электронно-зондовый микроанализ), рентгеновская дифракция (на лабораторном и синхротронном источнике рентгеновского излучения). Для проведения исследования на синхротронном источнике для каждого дифракционного измерения вручную отбирали одну частицу порошка, визуально симметричную по форме, размером 100–150 мкм. Измерения проводили в геометрии Дебая–Шеррера (на просвет) – образец помещали в криопетлю размером 300 мкм и в процессе измерения вращали вокруг горизонтальной оси для усреднения дифрактограмм по ориентациям образца.

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

Результаты и обсуждение

Микроструктура композиционных частиц, полученных в результате механического легирования, представлена гранулами неправильной формы, характеризующимися наличием светлой матрицы твердого раствора на основе алюминия, светло-серых зон твердого раствора на основе кремния и темных вкраплений – частиц карбида кремния (рис. 1). Локально наблюдаются области, обедненные частицами карбида кремния и сохранившие микроструктуру исходных гранул сплава ВАС1, а также сферические гранулы, не подвергшиеся механическому воздействию. Таким образом, микроструктуры, наблюдающиеся в порошковых композициях после механического легирования, можно условно разделить на несколько типов, которые соответствуют определенному этапу исследуемого процесса:

- исходные частицы алюминиевого сплава ВАС1, сохранившие сферическую форму и дендритную структуру, не претерпевшие деформации и внедрения частиц карбида кремния (0 этап – начальный);
- частицы карбида кремния и исходные гранулы сплава ВАС1 в составе агломерата (1 этап);
- деформированные частицы сплава ВАС1 и карбида кремния с сохраненными границами исходной гранулы сплава ВАС1 и неизмельченного SiC (этап 2);
- частицы без несплошностей с частичным измельчением SiC и частичным сохранением дендритной структуры сплава ВАС1 (этап 3);

– однородные частицы с измельченным SiC и однородной структурой матрицы твердого раствора на основе алюминия (этап 4 – финальный).

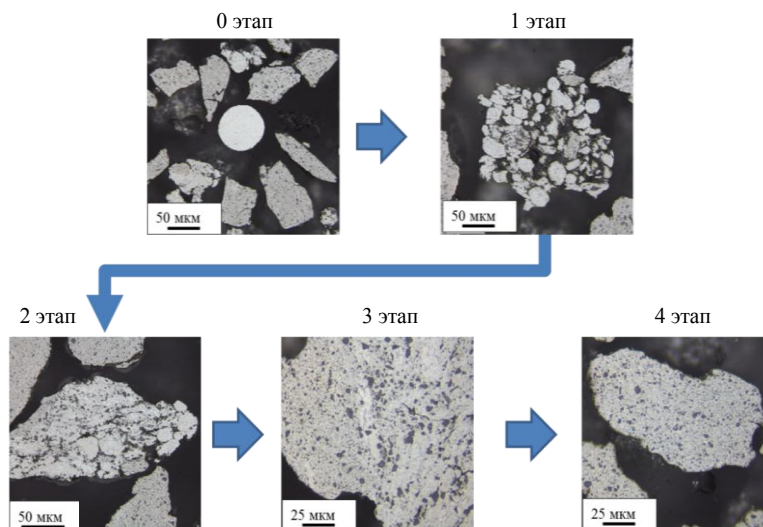


Рис. 1. Типы микроструктур, наблюдающиеся на разных этапах механического легирования порошковых композиций BAl1–SiC

На рис. 2 представлена микроструктура композиционных частиц и карты распределения элементов в смежных частицах в исходном состоянии и состоянии, образовавшемся в результате механического легирования. В части исходной структуры наблюдается неоднородность распределения легирующих элементов (Mg, Cu, Fe) – преимущественно в зоне эвтектики между дендритными зёрнами алюминия, в то время как в деформированной частице наблюдается дробление дендритов наряду с процессом равномерного распределения легирующих компонентов по объёму материала. Следует отметить, что локальный химический состав композиционных частиц остается практически неизменным в процессе механического легирования. В табл. 1 представлены результаты локального химического анализа композиционной частицы после 10 ч механического легирования.

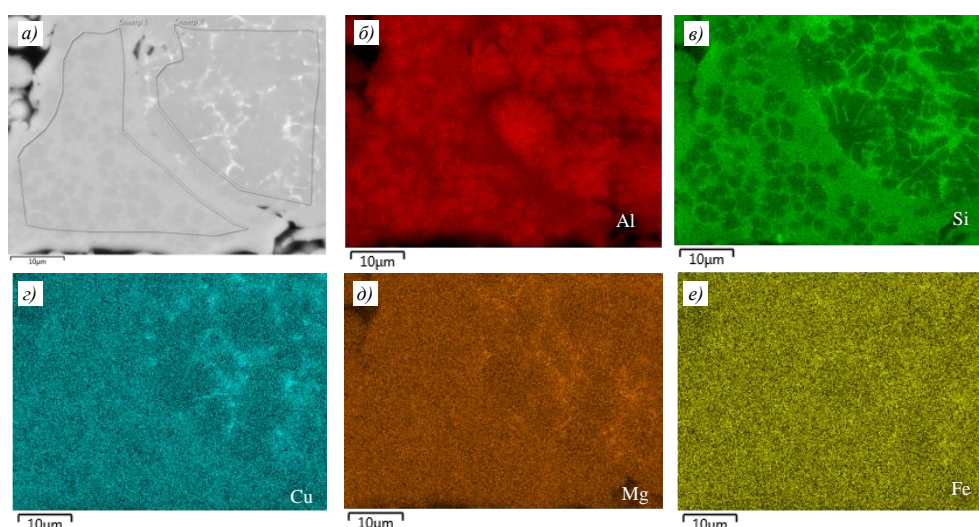


Рис. 2. Микроструктура ($\times 3000$) композиционной частицы после 10 ч механического легирования: электронное изображение в режиме отраженных электронов (а) и карты распределения алюминия (б), кремния (в), меди (г), магния (д) и железа (е)

**Локальный химический состав композиционной частицы
после 10 ч механического легирования**

Участок анализа (см. рис. 2)	Содержание элементов, % (по массе)					
	Al	Si	Mg	Cu	Fe	Zr
Спектр 1	87,4	10,3	0,8	1,0	0,1	0,3
Спектр 2	87,5	10,1	1,01	1,2	0,2	н/о

С учетом требований, предъявляемых к микроструктуре получаемых композиционных гранул, в данной работе за дефектные приняты те гранулы, которые не подверглись механическому воздействию, в которых наблюдается неравномерное распределение карбида кремния либо наличие исходной литейной микроструктуры. В табл. 2 представлены результаты количественного металлографического анализа, в том числе доли дефектных частиц. Каждую частицу описывали эллипсом с расчетом большой и малой осей, которые принимались за длину и ширину частицы. Вытянутость частицы – отношение длины частицы к ширине. Параметр формы – это отношение периметра частицы к корню квадратному от площади частицы.

Таблица 2

Результаты количественного металлографического анализа

Фракция (продолжительность легирования)	Количество ча- стиц на 10 полей зрения, шт.	Средняя длина частицы, мкм	Средняя ши- рина части- цы, мкм	Объемная доля дефектных частиц, %	Вытя- нутость частиц	Параметр формы P/\sqrt{S}
100–200 мкм (10 ч)	677	117,3±2,6	71,2±1,8	7,05	1,64	5,47
30–60 мкм (10 ч)	1426	39,6±0,6	22,0±0,4	12,25	1,79	5,43
100–200 мкм (20 ч)	908	112,4±2,5	64,5±1,6	4,29	1,74	5,46
30–60 мкм (20 ч)	1011	44,4±0,8	25,1±0,5	6,42	1,76	5,35
100–200 мкм (30 ч)	833	104,8±2,3	60,4±1,4	3,24	1,73	5,31
30–60 мкм (30 ч)	1864	34,9±0,5	20,2±0,3	8,30	1,73	5,30
100–200 мкм (40 ч)	1127	94,2±2,3	53,6±1,4	3,95	1,76	5,34
30–60 мкм (40 ч)	926	41,5±1,1	25,0±0,7	7,99	1,66	5,31

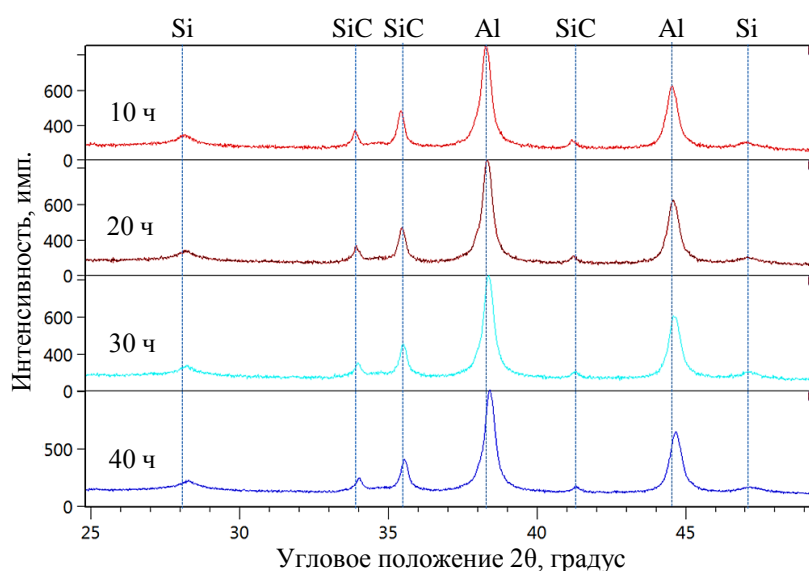


Рис. 3. Совмещенные дифрактограммы композиции BAlSiC с SiC после помола в течение 10, 20, 30 и 40 ч, полученные на лабораторном источнике рентгеновского излучения

Композиционные частицы после разного времени помола имеют идентичный фазовый состав (рис. 3) – твердый раствор на основе алюминия с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой (с пространственной группой $Fm\bar{3}m$), твердый раствор на основе кремния с ГЦК-решеткой (с пространственной группой $Fd\bar{3}m$), карбид кремния в гексагональной модификации 6H (с пространственной группой $R6_3/mmc$). Разницы в фазовом составе мелкой и крупной фракций не обнаружено. В табл. 3 и 4 приведены результаты расчета периодов решетки (a и c), объема элементарной ячейки (V), размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), величины микродеформации решетки и объемной доли фаз.

Таблица 3

**Результаты расчета параметров структуры обнаруженных фаз
в гранулах размером 30–60 мкм**

Фаза	Продолжительность помола, ч	Период решетки, нм		$V \cdot 10^3$, нм	ОКР, нм	Микродеформация решетки, %	Объемная доля фаз, %
		a	c				
Al	10	0,40488	–	66,372	40,5	0,19	77,9
	20	0,40486	–	66,363	57,7	0,191	77,9
	30	0,40486	–	66,361	50,9	0,19	78,1
	40	0,40486	–	66,363	63,0	0,192	77,7
Si	10	0,54454	–	161,47	13,3	0,531	8,5
	20	0,54457	–	161,48	14,0	0,654	8,3
	30	0,5444	–	161,35	14,3	0,583	8,5
	40	0,54451	–	161,44	14,1	0,626	8,7
SiC (6H)	10	0,30821	1,5152	124,4	24,4	0,143	13,6
	20	0,30821	1,5124	124,42	31,6	0,161	13,8
	30	0,30822	1,5132	124,43	24,4	0,194	13,4
	40	0,30822	1,5123	124,44	23,4	0,154	13,5

Таблица 4

**Результаты расчета параметров структуры обнаруженных фаз
в гранулах размером 100–200 мкм**

Фаза	Продолжительность помола, ч	Период решетки, нм		$V \cdot 10^3$, нм	ОКР, нм	Микродеформация решетки, %	Объемная доля фаз, %
		a	c				
Al	10	0,40491	–	66,384	33,2	0,208	76,4
	20	0,4049	–	66,383	32,7	0,205	77,9
	30	0,40493	–	66,393	30,9	0,216	78,4
	40	0,40491	–	66,387	29,5	0,204	78,9
Si	10	0,54371	–	160,73	12,5	0,669	6,8
	20	0,5443	–	161,25	11,2	0,485	6,8
	30	0,5447	–	161,61	10,6	0,486	6,4
	40	0,54439	–	161,33	10,7	0,547	6,3
SiC (6H)	10	0,3082	1,5121	124,39	27,9	0,163	16,8
	20	0,30823	1,5122	124,42	31,6	0,213	15,3
	30	0,30824	1,5125	124,45	30,0	0,214	15,2
	40	0,30825	1,5122	124,44	27,6	0,194	14,8

На дифрактограммах (рис. 4), полученных на синхротронном источнике рентгеновского излучения, дополнительно обнаружено небольшое количество карбида кремния в кубической модификации 3C (с пространственной группой $F\bar{4}3m$).

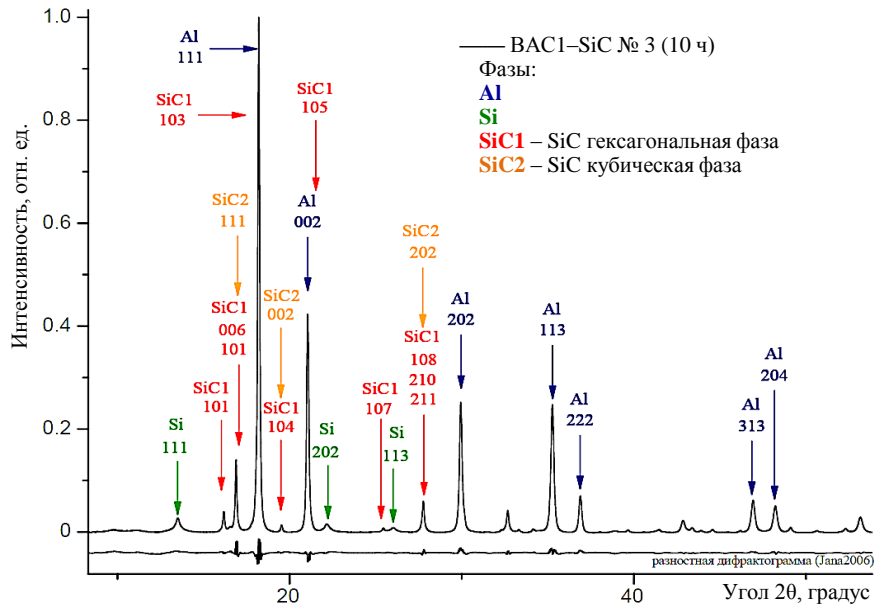


Рис. 4. Дифрактограмма композиции BAC1 с SiC после помола в течение 10 ч, полученная на синхротронном источнике рентгеновского излучения

В результате проведенного анализа микроструктуры исследованных образцов выявлено, что при механическом легировании порошка алюминиевого сплава BAC1 частицами карбида кремния происходят следующие процессы:

- внедрение карбида кремния в гранулы алюминиевого сплава BAC1;
- деформирование гранул алюминиевого сплава BAC1 и измельчение зерен карбида кремния;
- слипание гранул между собой в агломераты;
- растрескивание и раскалывание агломератов гранул;
- сфероидизация кремниевой фазы в гранулах из литейной структуры;
- переход литейной структуры в структуру деформации.

Целью механического легирования является получение однородной деформированной структуры с равномерным распределением карбида кремния в объеме композиционных гранул. Как отмечено ранее, дефектными композиционными гранулами являются те, в которых наблюдается неравномерное распределение карбида кремния в объеме гранулы, а также не завершен переход литейной структуры в структуру деформации. Структурными особенностями дефектных гранул являются частичное или полное сохранение литейной структуры, а также наличие неизмельченных зерен карбида кремния.

Для оценки доли дефектных частиц выбран метод оптической микроскопии, поскольку данный метод позволяет выявлять дефектные частицы по разнице контраста – дефектные частицы светлее, чем частицы с деформированной структурой (рис. 1). Построены графики зависимости объемной доли дефектных частиц, вытянутости и параметра формы частиц от длительности механического легирования (рис. 5).

Из полученных данных следует, что доля дефектных частиц уменьшается с увеличением длительности механического легирования, при этом доля дефектных частиц больше во фракции 30–60 мкм. Данный факт объясняется тем, что во фракцию 30–60 мкм попадают частицы исходного порошка (фракция 10–63 мкм), не претерпевшие значимой деформации и сохранившие как исходную литую структуру, так и сферическую форму.

Вытянутость и параметр формы частиц являются количественными характеристиками морфологии частиц. Вытянутость частиц фракции 30–60 мкм снижается, а фракции 100–200 мкм возрастает с увеличением длительности механического легирования. При

длительности 30 ч значения пересекаются. Зависимость параметра формы частиц от длительности механического легирования снижается для обеих фракций и совпадает при 30 и 40 ч. Уменьшение вытянутости и параметра формы частиц указывает на стремление частиц к сферической форме. Факт совпадения значений вытянутости и параметра формы частиц при длительности механического легирования 30 ч можно интерпретировать как стремление системы к стационарному прохождению данного процесса.

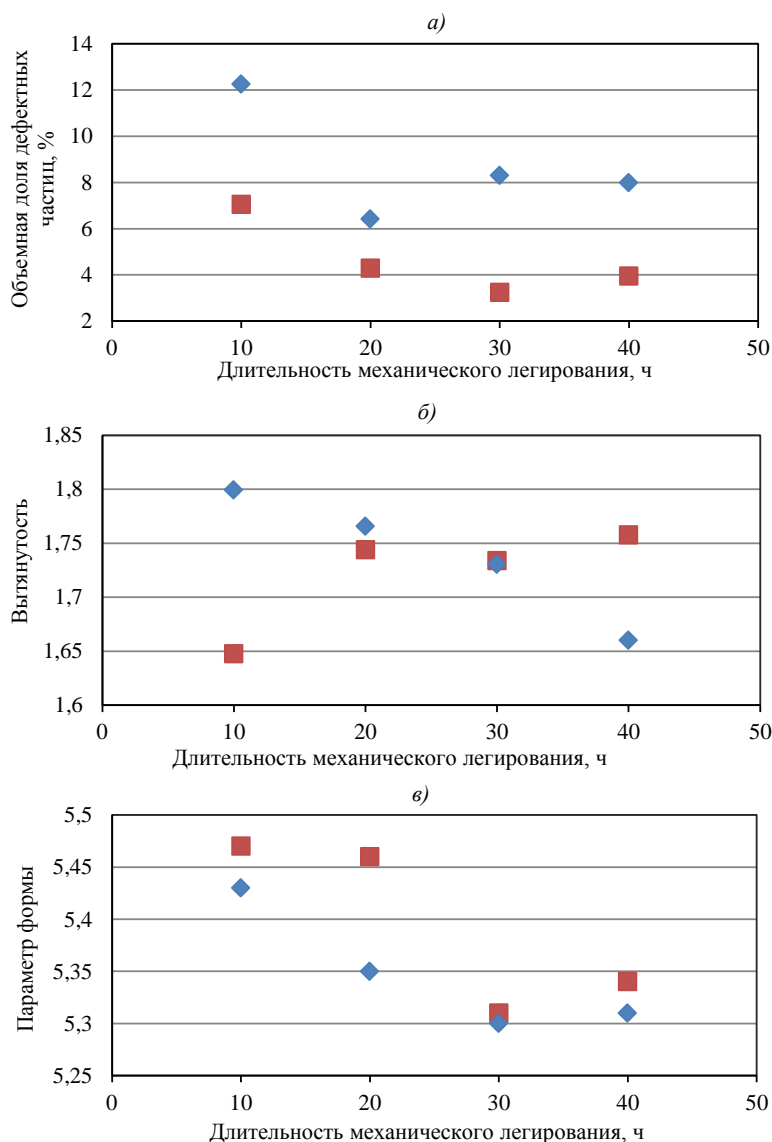


Рис. 5. Влияние длительности механического легирования на объемную долю дефектных частиц (а), вытянутость частиц (б) и параметр формы частиц (в) для фракций 100–200 (■) и 30–60 мкм (◆)

Анализ объемной доли фаз показывает, что фракция 30–60 мкм имеет заниженную объемную долю SiC (~13,5 % (объемн.)), а фракция 100–200 мкм удовлетворительно соответствует ~15,5 % (объемн.) SiC относительно номинальных 15 % (объемн.) в исходной композиции. Объемная доля фазы Si на 2 % (объемн.) меньше во фракции 100–200 мкм относительно фракции 30–60 мкм. Данные результаты могут быть объяснены следующим образом.

Композитные частицы, которые испытывают соударения с другими частицами и со свободным карбидом кремния, увеличиваются в размерах за счет создания агломератов из соединившихся частиц. Увеличенное количество соударений приводит к локальному разогреву и за счет этого – к росту зоны растворимости кремния в твердом растворе алюминия [14]. Следовательно, во фракции 100–200 мкм фаза кремния может частично раствориться в твердом растворе алюминия, что объясняет уменьшение фазы Si относительно фракции 30–60 мкм. Таким же образом от количества соударений зависит концентрация карбида кремния, которая из исходных 0 % (объемн.) в гранулах ВАС1 должна возрасти до 15 % (объемн.) в процессе механического легирования. Тем самым во фракции 30–60 мкм закономерно меньше доля SiC, чем во фракции 100–200 мкм.

Построены графики (рис. 6 и 7) зависимости размеров периодов решетки, размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродеформации решетки от длительности механического легирования для фаз SiC и твердого раствора алюминия.

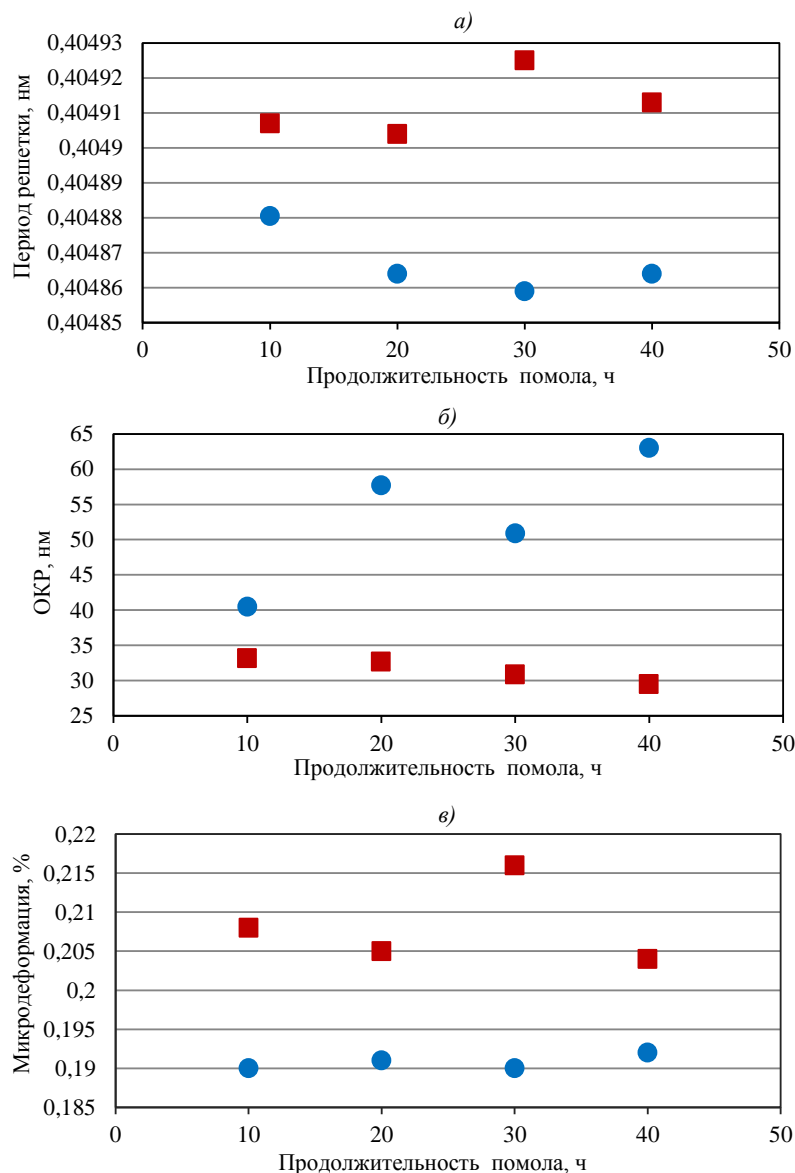


Рис. 6. Зависимости периода решетки (а), областей когерентного рассеяния (ОКР) (б) и микродеформации (в) твердого раствора алюминия от длительности механического легирования для фракций 100–200 (■) и 30–60 мкм (●)

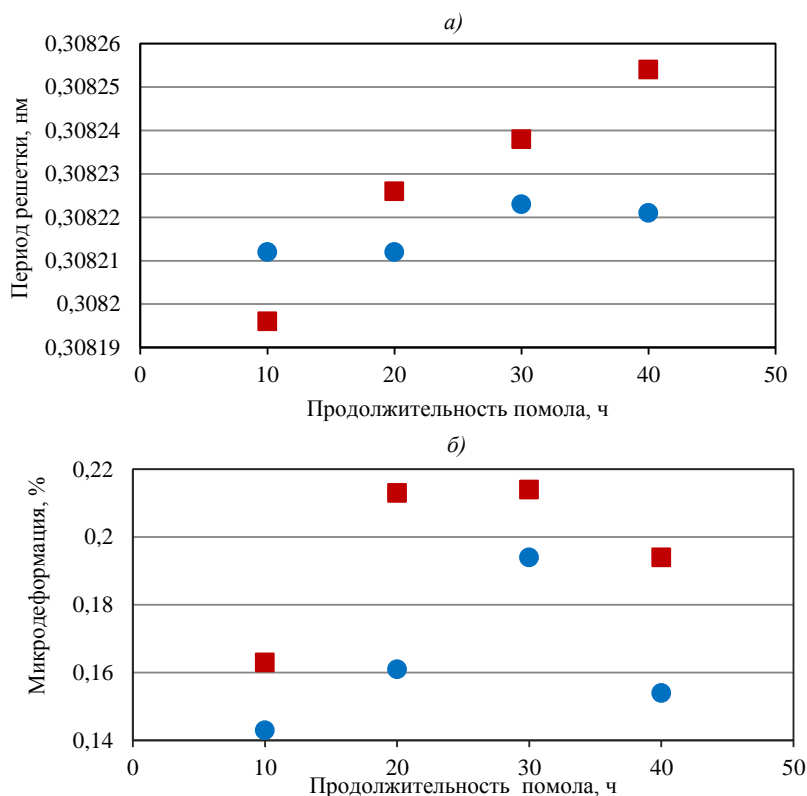


Рис. 7. Зависимости периода решетки (а) и микродеформации (б) фазы SiC (6H) от длительности механического легирования для фракций 100–200 (■) и 30–60 мкм (●)

Более высокие значения микродеформации и более низкие величины ОКР твердого раствора алюминия фракции 100–200 мкм относительно фракции 30–60 мкм указывают на большую степень деформации в крупных частицах, что укладывается в вышеописанную модель формирования частиц разного размера.

Период решетки твердого раствора алюминия для фракции 100–200 мкм больше (среднее значение 0,40491 нм), чем для фракции 30–60 мкм (среднее значение 0,40487 нм), и оба значения больше, чем в исходных гранулах сплава ВАС1 (0,40480 нм). Период решетки зависит от доли растворенного Si в твердом растворе на основе алюминия, а также от степени деформации [15]. Оба эти фактора присутствуют в данной системе и подтверждают предположение о растворении Si в матрице твердого раствора на основе алюминия.

Для фазы SiC микродеформация во фракции 100–200 мкм больше, чем во фракции 30–60 мкм, что указывает на возможное дробление карбидной фазы, выявленное оптической микроскопией. Период решетки фазы SiC во фракции 100–200 мкм возрастает с увеличением продолжительности помола, что также может указывать на чувствительность этого параметра к деформации фазы.

Исследования, проведенные на синхротронном источнике рентгеновского излучения, позволяют получать фазовый состав в одной отдельно взятой частице в просвечивающем режиме, т. е. со всего ее объема. Частица вращается, что позволяет нивелировать проблему малого количества зерен в зоне облучения, что не реализовано на рентгеновском дифрактометре. Принципиально в будущих работах такая особенность открывает возможность получать зависимости структурных параметров от размеров частиц. В рентгеновском дифрактометре результаты получаются интегральные и зачастую несамодостаточные.

Заключения

Установлено прохождение пластической деформации кристаллической решетки алюминия, а также дробление частиц SiC, которое сопровождается увеличением периода кристаллической решетки и величины микродеформации. Фазовый анализ образцов после механического легирования не чувствителен к малым долям фаз $Al_8FeMg_3Si_6$, Al_9FeSi_3 , а также карбида кремния двух модификаций – ромбоэдрической 15R и кубической 3C.

Выявлены различия в объемных долях фаз, периодах решетки и микродеформации фаз SiC и твердого раствора алюминия, а также убывающая зависимость доли исходных частиц от продолжительности помола. Доля дефектных частиц, не подвергшихся внедрению карбидных частиц, уменьшается с увеличением длительности механического легирования, при этом доля дефектных частиц больше во фракции 30–60 мкм.

Гипотеза о влиянии соударений частиц гранул на формирование структуры композиционных частиц при механическом легировании алюминиевого сплава ВАС1 с карбидом кремния SiC удовлетворительно описывает полученные экспериментальные результаты.

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. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // *Металлы Евразии*. 2017. № 3. С. 2–6.
3. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 373–380.
4. Сергеева А.М., Ловизин Н.С., Соснин А.А. О совмещенной технологии непрерывного литья алюминиевых сплавов с одновременной деформацией металла // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 9–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-9-16.
5. Горбовец М.А., Беляев М.С., Рыжков П.В. Сопrotивление 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.
6. 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.
7. 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.
8. Асташкин А.И., Бабанов В.В., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А., Гусев Д.В., Царев М.В. Улучшение прокаливаемости массивных поковок из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu путем сбалансированного легирования цинком и магнием // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.11.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-35-42.
9. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.11.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.

10. 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.
11. 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.
12. 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. DOI: 10.3390/ma13153331.
13. 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.
14. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44: справочник в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.
15. Медведев П.Н., Кашапов О.С., Решетило Л.П. Исследование поверхностных слоев титанового сплава ВТ41 после механической обработки // *Вопросы материаловедения*. 2022. № 1 (109). С. 54–63.

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. Kablov E.N. Dominant of the national technology initiative. Problems of accelerating the development of additive technologies in Russia. *Metally of Evrazii*, 2017, no. 3, pp. 2–6.
3. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Grashhenkov D.V., Shavnev A.A., Nyafkin A.N. Metal matrix composite materials on the basis of Al–SiC. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 373–380.
4. Sergeeva A.M., Lovizin N.S., Sosnin A.A. About combined technology of continuous casting of aluminum alloys with synchronous deformation of the metal. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 9–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-9-16.
5. 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.
6. 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.
7. 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 tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 27–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-27-34.
8. Astashkin A.I., Babanov V.V., Selivanov A.A., Tkachenko E.A., Gusev D.V., Tsarev M.V. Improving the hardenability of massive forgings from alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system by balanced alloying with zinc and magnesium. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 28, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-35-42.
9. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr IN additive manufacturing (review) *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 28, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.

10. 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.
11. 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.
12. 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. DOI: 10.3390/ma13153331.
13. 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.
14. *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.
15. Medvedev P.N., Kashapov O.S., Reshetilo L.P. Investigation of surface layers of titanium alloy VT41 after mechanical processing. *Voprosy materialovedeniya*, 2022, no. 1 (109), pp. 54–63.

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 05.12.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.12.2022.

The article was submitted 05.12.2022; approved and accepted for publication after reviewing 08.12.2022.