

УДК 621.762

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-17-25

Исследование структуры металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg–SiC, полученного с использованием метода механического легирования

© 2022 г. А.А. Шавнев, С.В. Неруш, Е.И. Курбаткина, Д.В. Косолапов, П.Н. Медведев

Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ)
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 10.12.21 г., доработана 21.12.21 г., подписана в печать 22.12.21 г.

Аннотация: Проведено исследование гранул алюминиевого композиционного материала, полученного методом механического легирования исходных порошков сплава марки ВАС1 и карбида кремния. Установлено, что по мере увеличения времени механического легирования изменяются морфология и средний размер композиционных гранул. Происходят процессы пластической деформации алюминиевой матрицы, внедрения в нее частиц карбида кремния, «холодной сварки» агломератов между собой и роста среднего размера гранул до 550 мкм при обработке в течение 40 ч. После более длительного механического легирования (60 ч) структура композиционных гранул становится однородной, средний размер частиц составляет ~ 150 мкм и практически не изменяется с повышением времени технологического процесса. Рентгеновский анализ показал изменение не только морфологии композиционных гранул, но и их внутренней структуры: уменьшаются области когерентного рассеяния, изменяется период решетки алюминиевого матричного сплава, растут микродеформации и количество дефектов упаковки. Для более подробного изучения микроструктуры материала были проведены исследования с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Их результаты подтвердили, что материал обладает однородной ультрамелкозернистой структурой. Размер зерен твердого раствора алюминия не превышает 160 нм. Плотность дислокаций в композиционном материале достаточно высокая. В структуре наблюдаются наноразмерные пластинчатые частицы Si и карбид кремния, который присутствует в материале в виде распределенных крупных частиц осколочной формы. Диффузионной зоны между частицами SiC и основным материалом не обнаружено.

Ключевые слова: механическое легирование, гранулы, композиционный материал, структура, алюминиевая матрица, карбид кремния.

Шавнев А.А. – канд. техн. наук, зам. нач-ка НИО «Неметаллические материалы, металлические композиционные материалы и теплозащита» НИЦ «Курчатовский институт»–ВИАМ (105005, г. Москва, ул. Радио, 17). E-mail: as151@mail.ru.

Неруш С.В. – нач-к НИО «Технологии порошковой металлургии, аддитивного производства, сварки, защитных и специальных высокотемпературных покрытий и материалов» НИЦ «Курчатовский институт»–ВИАМ. E-mail: nerush_sv@viam.ru.

Курбаткина Е.И. – канд. техн. наук, нач-к лаборатории № 26 НИЦ «Курчатовский институт»–ВИАМ. E-mail: elena.kurbatkina@mail.ru.

Косолапов Д.В. – нач-к участка лаборатории № 26 НИЦ «Курчатовский институт»–ВИАМ. E-mail: d.kosolapov87@mail.ru.

Медведев П.Н. – нач-к сектора лаборатории № 17 НИЦ «Курчатовский институт»–ВИАМ. E-mail: medvedev_pn@viam.ru.

Для цитирования: 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 метода механического легирования. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022. Т. 16. No. 1. С. 17–25. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.

Structural and morphological study of the Al–Si–Mg–SiC composite material produced by mechanical alloying

A.A. Shavnev, S.V. Nerush, E.I. Kurbatkina, D.V. Kosolapov, P.N. Medvedev

All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (VIAM) of National Research Center
«Kurchatov Institute», Moscow, Russia

Received 10.12.2021, revised 21.12.2021, accepted for publication 22.12.2021

Abstract: The research focuses on aluminum composite granules obtained by the mechanical alloying of VAS1 aluminum alloy and silicon carbide initial powders. It was found that the morphology and average size of composite granules change as the time

of mechanical alloying increases. There are the processes of aluminum matrix plastic deformation and the introduction of silicon carbide particles into the matrix, «cold welding» of agglomerates to each other and the growth of an average granule size up to 550 μm that occur for 40 hours of processing. After longer mechanical alloying (60 h), the structure of composite granules becomes uniform, and the average particle size reaches $\sim 150 \mu\text{m}$ remaining virtually unchanged as the process time increases. X-ray analysis showed that there is a change not only in the morphology of composite granules, but also in their internal structure: coherent scattering regions decrease, the lattice constant of the aluminum matrix alloy changes, microdeformations and stacking faults increase. Transmission electron microscopy studies were conducted in order to study the material microstructure more deeply. Their results proved that the material has a uniform ultra-fine grain structure. The solid solution of aluminum has a maximum grain size of 160 nm. Dislocation density in the composite is rather high. The structure features nanosized plate-like Si particles and silicon carbide existing in the material as distributed splintery coarse particles. No diffusion zone between SiC particles and the base material was found.

Keywords: mechanical alloying, granules, composite material, structure, aluminum matrix, silicon carbide.

Shavnev A.A. – Dr. Sci. (Eng.), deputy head of the research and development organization «Non-metallic materials, metal composite materials and heat protection» of All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (VIAM) of National Research Center (NRC) «Kurchatov Institute» (105005, Russia, Moscow, Radio str., 17). E-mail: as151@mail.ru.

Nerush S.V. – head of the research and development organization «Technologies of powder metallurgy, additive manufacturing, welding, protective and special high-temperature coatings and materials» NRC «Kurchatov Institute»–VIAM.
E-mail: nerush_sv@viam.ru.

Kurbatkina E.I. – Dr. Sci. (Eng.), head of laboratory No. 26 of NRC «Kurchatov Institute»–VIAM.
E-mail: elena.kurbatkina@mail.ru.

Kosolapov D.V. – head of the section of laboratory No. 26 of NRC «Kurchatov Institute»–VIAM.
E-mail: d.kosolapov87@mail.ru.

Medvedev P.N. – head of the sector of laboratory No. 17 of NRC «Kurchatov Institute»–VIAM.
E-mail: medvedev_pn@mail.ru.

For citation: Shavnev A.A., Nerush S.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Medvedev P.N. Structural and morphological study of the Al–Si–Mg–SiC composite material produced by mechanical alloying. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2022. Vol. 16. No. 1. P. 17–25 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.

Введение

Материалы на основе алюминия с улучшенными механическими и физическими характеристиками перспективны для применения во многих отраслях промышленности, где предъявляются высокие требования к массогабаритным параметрам деталей, — например, в авиационной и космической отраслях. Одним из новых направлений в производстве материалов на основе алюминия является разработка композиционных материалов (КМ) с алюминиевой матрицей, поскольку механические характеристики традиционных марочных сплавов могут быть улучшены путем введения керамического армирующего компонента. Известно, что КМ на основе алюминия обладают уникальными свойствами: малый удельный вес, высокие механическая прочность, жесткость, теплопроводность и электропроводность, а также хорошая износостойкость [1–5].

Для получения металлических КМ обычно применяются такие методы, как литье, пропитка под давлением и механическое легирование [6–8]. В некоторых случаях механическое леги-

рование (МЛ) является более предпочтительным технологическим процессом, который не только предотвращает взаимодействие на границе раздела матрица/наполнитель и деградацию армирующего компонента, что часто можно наблюдать при использовании жидкофазных методов, но и обеспечивает более равномерное распределение керамической составляющей в алюминиевой матрице. Неравномерное распределение армирующего компонента в случае применения литейных технологий обычно обусловлено плохой смачиваемостью керамических частиц и разностью в плотностях между матрицей и наполнителем. Таким образом, процесс МЛ может быть использован при получении гомогенных композиционных материалов с высокодисперсной структурой [9–12].

Процесс механического легирования можно описать тремя основными стадиями [13]. На первой происходит деформация исходных порошков, сопровождающаяся разрушением более хрупкой керамической составляющей и пластической деформацией матричного сплава. На второй стадии

преобладают процессы пластической деформации и холодной сварки, которые приводят к образованию композиционной гранулы за счет внедрения керамического армирующего компонента в алюминиевую матрицу. Третья стадия характеризуется нагартровкой композиционной гранулы и ее разрушением, причем отмечается баланс между агломерацией гранул (холодной сваркой) и частотой их разрушения, при котором дальнейшее время обработки не окажет существенного влияния на размер, форму и морфологию частиц [14–16].

На процесс получения КМ влияют не только технологические особенности самого процесса МЛ, но и выбор армирующего компонента. Наиболее распространенным керамическим наполнителем для алюминиевой матрицы является карбид кремния, который обладает такими привлекательными характеристиками, как стойкость к окислению и относительная химическая стойкость. Таким образом, изучение эволюции структуры алюминиевого композиционного материала в зависимости от различных факторов технологического процесса — крайне актуальная задача [17–22].

В данной работе изучен процесс механического легирования порошковой смеси из алюминиевого сплава марки ВАС1 и армирующего компонента — карбида кремния. Исследованы микроструктура и морфология композиционных гранул в зависимости от времени МЛ. Установлено время технологического процесса, необходимое для получения равномерной структуры материала.

Методика исследований

В качестве исходных материалов в работе использовали сферический порошок алюминиевого сплава марки ВАС1 (химический состав приведен в таблице) с размером частиц 5–45 мкм и порошок карбида кремния марки 63С с частицами 5–7 мкм.

Химический состав сплава ВАС1, мас. %

Chemical composition of VAS1 alloy, wt. %

Основные компоненты						Примеси, не более			
Al	Si	Mg	Cu	Zr	Ce	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

Механическое легирование проводили в вибрационной мельнице МВ-0,005 (Консит-А, г. Москва) в атмосфере аргона. Отношение массы материала к массе мелющих тел (стальных шаров) составляло 1 : 15. Навески из указанных порошков перед загрузкой в планетарную мельницу перемешивали в V-образном смесителе С2К16 (ООО «Техно-центр», г. Рыбинск) для получения однородной смеси. Массу исходных компонентов, загружаемую для обработки, выбирали исходя из содержания карбида кремния в композиционном материале — 15 об.%. Время МЛ порошковых смесей составляло до 90 ч.

Исследование микроструктуры образцов проводили на металлографическом микроскопе DMi8A (Leica, Япония) при увеличениях от $100\times$ до $1000\times$. Съемку изображений вели при помощи цифровой камеры с разрешением 4,2 Мп. Средний размер композиционных гранул измеряли с помощью анализатора SALD-7500 (Shimadzu, Япония), для получения каждого значения отбиралось 10 проб. Рентгенофазовый анализ проведен на рентгеновском дифрактометре «Empyrean» (PANalytical, Великобритания) в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении в геометрии Брега—Брентано. Для расшифровки дифрактограмм использовали специализированную программу «HighScore» и структурную базу данных PDF-2 (2014). Рентгеновскую съемку выполняли в диапазоне углов $2\theta = 10\div 140^\circ$. По данным дифрактограмм рассчитаны периоды решеток и размер областей когерентного рассеяния (ОКР). Обработку дифрактограмм осуществляли методом полнопрофильного анализа по методу Ритвельда [23].

Также композиционный материал после механического легирования продолжительностью 90 ч был изучен методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на оборудовании G2 F20 S-TWIN (Теснаи, США) с термополевым катодом типа Шоттки. Подготовку образца выпол-

няли следующим образом: механическое утонение агломерата, электроэрозионная резка, утонение на SiC-бумаге до толщины 150 мкм, ионная полировка в среде аргона при ускоряющем напряжении 4 кВ (12 ч) и 1,5 кВ (3 ч) до образования отверстия в образце. Исследование проводили при ускоряющем напряжении 200 кВ в сканирующем и обычном режимах. Идентификацию фаз осуществляли по кольцевым электронограммам при помощи

программы «Electronogramm». Период кристаллической решетки твердого раствора определяли по Фурье-изображениям от изображений высокого разрешения.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 показана микроструктура композиционных гранул после механического легиро-

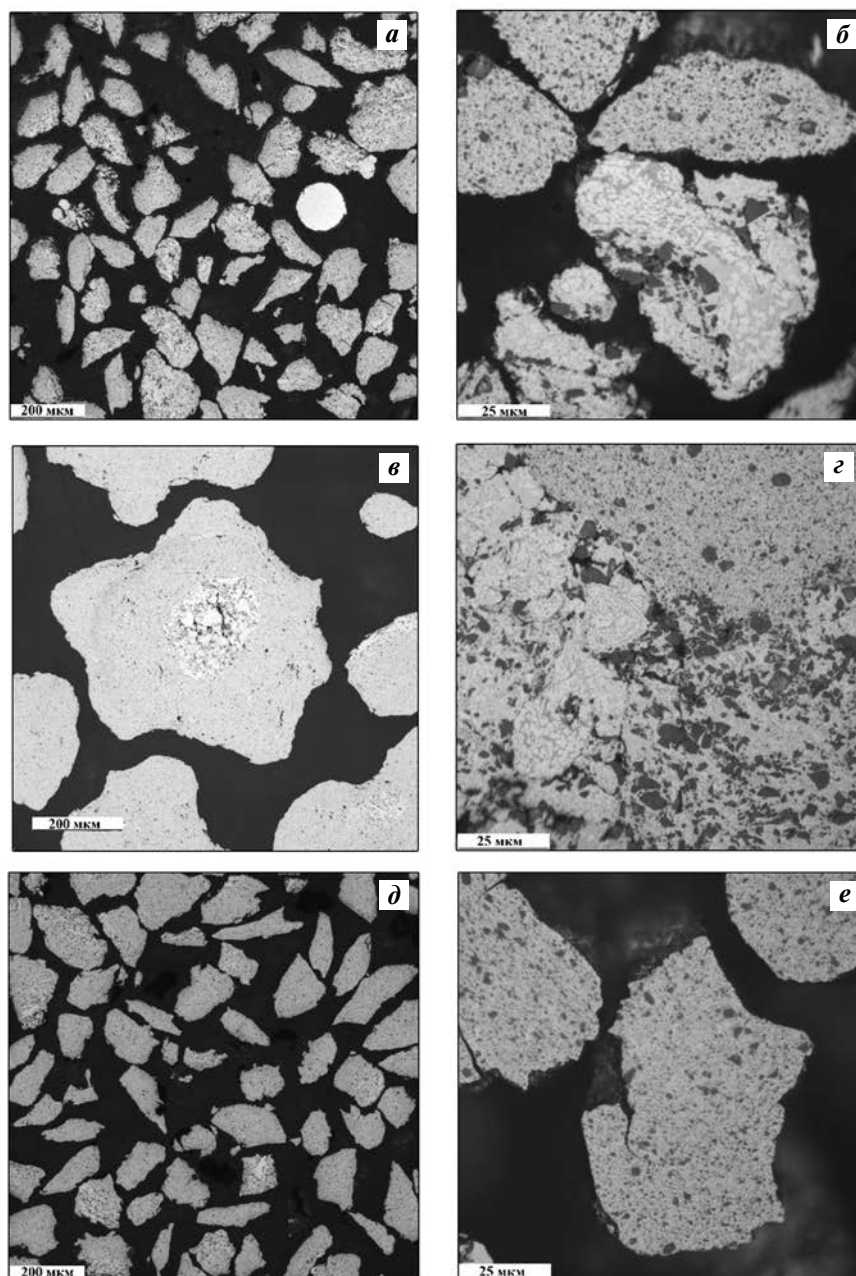


Рис. 1. Микроструктура композиционных гранул после механического легирования в течение 10 ч (*a, б*), 40 ч (*в, г*) и 90 ч (*д, е*)

Fig. 1. Microstructure of composite granules after mechanical alloying for 10 h (*a, б*), 40 h (*в, г*) and 90 h (*д, е*)

вания в течение 10, 40 и 90 ч. Гранулы состоят из светлой алюминиевой матрицы и темных вкраплений — частиц карбида кремния. Видно, что после 10 ч механической обработки структура гранул выглядит неоднородной, присутствуют области, обедненные карбидом кремния. Также в смеси присутствуют сферические частицы алюминия, которые не подверглись механической деформации — это говорит о том, что времени механического легирования 10 ч недостаточно для получения однородных композиционных гранул. При увеличении времени обработки до 40 ч растет размер композиционных гранул, они принимают форму, близкую к сферической, происходит измельчение частиц карбида кремния, однако структура композиционных гранул остается неравномерной. Микроструктура центральной зоны гранулы отличается от периферии — это обусловлено тем, что на данной стадии процесса МЛ происходит интенсивная агломерация частиц и центральная зона гранулы испытывает меньшее влияние механической деформации. Далее наступает разрушение крупных агломерированных гранул, их форма становится осколочной, а структура равномерной.

Данные, полученные после исследования микроструктуры, хорошо соотносятся с результатами лазерной дифракции.

На рис. 2 показано влияние времени механического легирования на средний размер композиционных гранул. Видно, что с увеличением времени обработки до 40 ч размер гранул растет, а затем, при ее продолжении, заметно уменьшается. Это означает, что сначала

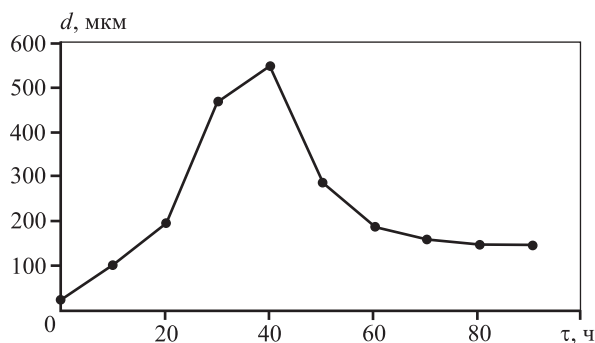


Рис. 2. Изменение среднего размера композиционных гранул (d) в зависимости от времени механического легирования (τ)

Fig. 2. Change in the average size of composite granules (d) depending on mechanical alloying time (τ)

(до 40 ч) в процессе механического легирования преобладает процесс холодной сварки, а при $\tau > 40$ ч основным становится процесс разрушения агломерированных композиционных гранул. После $\tau = 60$ ч средний размер частиц становится практически постоянным, на уровне 150 мкм, что говорит о наступлении установившейся стадии МЛ.

На рис. 3 приведены дифрактограммы исходного порошка марки ВАС1 и композиционных гранул после механического легирования в течение 10 и 90 ч. С увеличением продолжительности

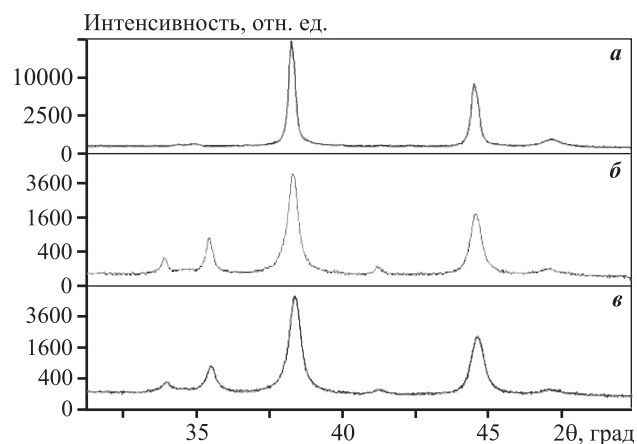


Рис. 3. Совмещенные дифрактограммы исходного порошка ВАС1 (**a**) и композиционных гранул после механического легирования в течение 10 ч (**б**) и 90 ч (**в**)

Fig. 3. Combined XRD patterns of VAS1 initial powder (**a**) and composite granules after mechanical alloying for 10 h (**б**) and 90 h (**в**)

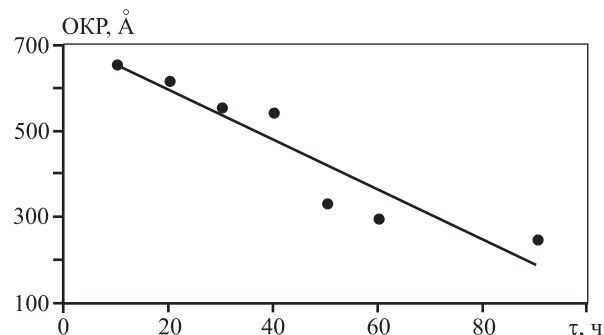


Рис. 4. Изменение среднего размера ОКР с увеличением времени механического легирования

Fig. 4. Change in the average size of coherent scattering region with increasing mechanical alloying time

МЛ интенсивность пиков падает. Также наблюдаются уширение и смещение пиков относительно угла 2θ . Изменение дифракционной картины связано с измельчением внутренней структуры композиционных гранул, а именно с уменьшением областей когерентного рассеяния (ОКР), а также с изменением параметра кристаллической решетки алюминия.

На рис. 4 представлен график изменения областей когерентного рассеяния в зависимости от времени механического легирования. После МЛ в течение 10 ч средний размер ОКР составляет около 650 Å, а после 90 ч МЛ — 250 Å.

По изменению положения пика (111) Al было рассчитано изменение параметра кристаллической решетки алюминиевого сплава ВАС1 в зави-

симости от времени МЛ. Были получены следующие результаты:

τ , ч.....0	10	20	30
a , Å.....4,04796	4,04907	4,04901	4,04938
τ , ч.....40	50	60	90
a , Å..... 4,04922	4,05046	4,05075	4,05067

У исходного порошка ВАС1, не подвергавшегося механическому легированию, период кристаллической решетки составлял 4,04796 Å, а у матричного сплава после МЛ в течение 90 ч он увеличился до 4,05067 Å.

Проведенные исследования говорят о том, что структура композиционных гранул претерпевает

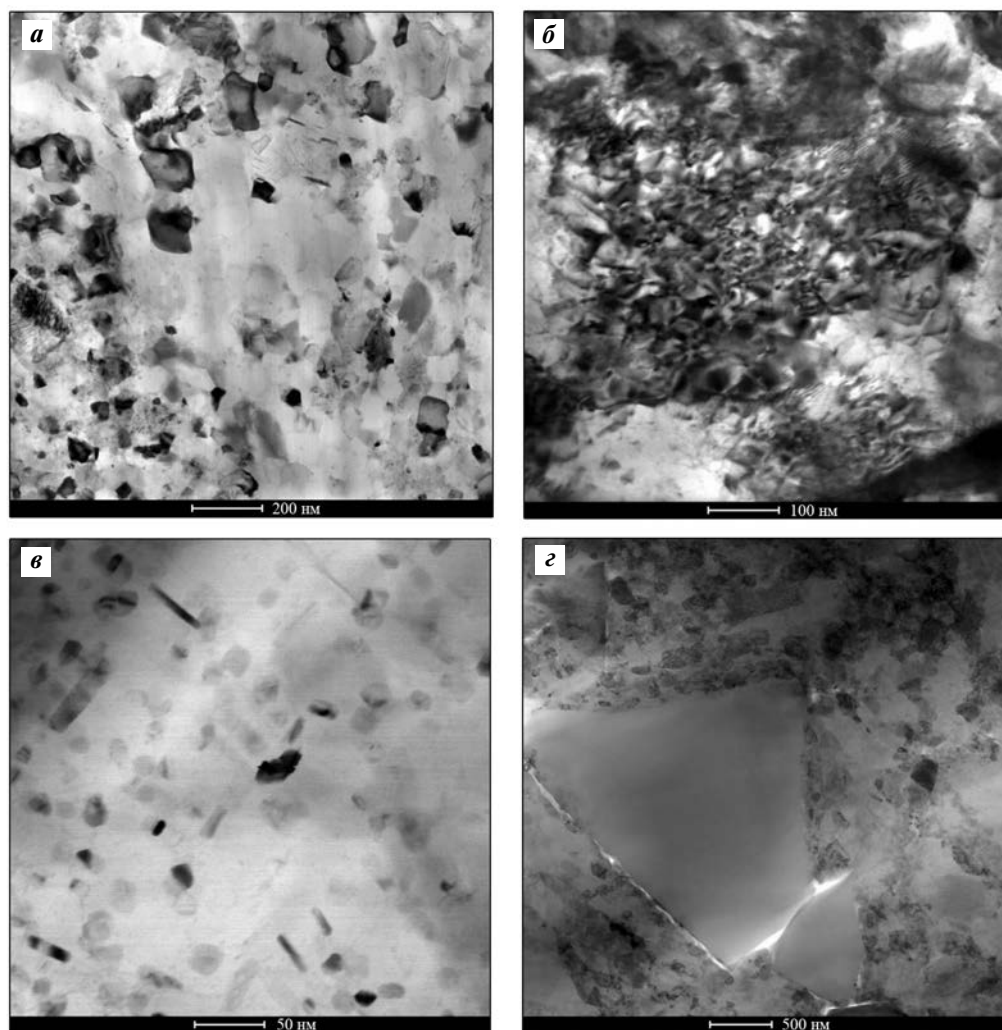


Рис. 5. Микроструктура композиционных гранул после механического легирования в течение 90 ч при различных увеличениях (ПЭМ)

Fig. 5. Microstructure of composite granules after mechanical alloying for 90 h (TEM) at different magnifications

значительные изменения в результате пластической деформации.

Для более подробного изучения микроструктуры материала были проведены исследования с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Их результаты подтвердили, что материал обладает однородной ультрамелкозернистой структурой (рис. 5, а). Размер зерен твердого раствора алюминия не превышает 160 нм, зерна большего размера встречаются крайне редко. Различная яркость зерен на изображениях обусловлена исключительно их кристаллографической ориентацией. Плотность дислокаций в композиционном материале — высокая (рис. 5, б), выделить отдельные дислокации из скоплений достаточно затруднительно. В объеме зерен наблюдаются наноразмерные пластинчатые частицы чистого кремния (Fd3m) (рис. 5, в). Его наличие регистрируется также методом энергодисперсионной спектроскопии и по кольцевым электронограммам. Размер частиц Si лежит в диапазоне 10—50 нм, что также отражается в сильном размытии дифракционных колец на электронограммах. Карбид кремния присутствует в материале в виде распределенных крупных частиц осколочной формы (рис. 5, г). Их размеры составляют 1—3 мкм. Диффузионной зоны между частицами SiC и основным материалом не наблюдается.

Заключение

Проведенные в работе исследования показали, что в процессе механического легирования исходные порошки сплава марки ВАС1 и карбида кремния претерпевают значительные изменения: происходят процессы пластической деформации алюминиевой матрицы, внедрения в нее частиц карбида кремния, «холодной сварки» агломератов между собой и их разрушения. Установлено, что после МЛ в течение 60 ч структура композиционных гранул становится однородной, а средний размер частиц практически не изменяется.

Изменение структуры отмечается также и на микроуровне и характеризуется ее измельчением, разориентировкой структурных блоков относительно друг друга, изменением периода кристаллической решетки матричного сплава. Рентгеновский анализ показал наличие в структуре фаз алюминиевого твердого раствора и карбида кремния.

Для более подробного изучения микроструктуры материала были проведены исследования с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Их результаты подтвердили, что материал обладает однородной ультрамелкозернистой структурой. Размер зерен твердого раствора алюминия не превышает 160 нм. Плотность дислокаций в композиционном материале достаточно высокая. В структуре присутствуют наноразмерные пластинчатые частицы чистого кремния (Fd3m) и распределенные крупные частицы осколочной формы карбида кремния. Размер частиц SiC составляет 1—3 мкм. Диффузионной зоны между частицами SiC и основным материалом не наблюдается.

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

Acknowledgments: *The research was funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Agreement No. 075-11-2021-085 dated 22.12.2021).*

Литература/References

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». *Авиац. материалы и технологии*. 2015. No. 1. С. 3—33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC RF for the implementation of «Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030». *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2015. No. 1. P. 3—33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33 (In Russ.).
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки — основа инноваций. *Крылья Родины*. 2016. No. 5. С. 8—18.
4. Каблов Е.Н. What future make of? New generation of materials, technologies for their creation and processing — the basis of innovation. *Kryl'ya Rodiny*. 2016. No. 5. P. 8—18 (In Russ.).
5. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров — перспективные материалы. *Тр. ВИАМ*. 2020. No. 1 (85). С. 68—77.

- URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
- Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmel'nitskii V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers — promising materials. *Trudy VIAM*. 2020. No. 1 (85). P. 68—77. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: 02.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77 (In Russ.).
4. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники. *Авиац. материалы и технологии*. 2017. No. S. С. 186—194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
 - Antipov V.V. Prospects for the development of aluminum, magnesium and titanium alloys for products of aerospace technology. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2017. No. S. P. 186—194. DOI: 10.18577 / 2071-9140-2017-0-S-186-194 (In Russ.).
 5. Jia D.C. Influence of SiC particulate size on the microstructural evolution and mechanical properties of Al—6Ti—6Nb matrix composites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2000. Vol. 289. P. 83—90.
 6. Zhang X.-P., Ye L., Mai Y.-W., Quan G.-F., Wei W. Investigation on diffusion bonding characteristics of SiC particulate reinforced aluminium metal matrix composites (Al/SiCp-MMC). *Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf.* 1999. Vol. 30. No. 12. P. 1415—1421.
 7. He C., Zhao N., Shi C., Song S. Mechanical properties and microstructures of carbon nanotube-reinforced Al matrix composite fabricated by in situ chemical vapor deposition. *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 487. No. 1-2. P. 258—262.
 8. Canakci A., Varol T. Microstructure and properties of AA7075/Al—SiC composites fabricated using powder metallurgy and hot pressing. *Powder Technol.* 2014. Vol. 268. P. 72—79.
 9. 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. *J. Mater. Res. Technol.* 2019. Vol. 8. No. 1. P. 737—744. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.003>.
 10. Mohanavel V., Rajan K., Kumar S.S., Udishkumar S., Jayasekar C. Effect of silicon carbide reinforcement on mechanical and physical properties of aluminum matrix composites. *Mater. Today Proc.* 2018. Vol. 5. No. 1. P. 2938—2944. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.01.089>.
 11. Alaneme K.K., Fajemisin A.V., Maledi N.B. Development of aluminium-based composites reinforced with steel and graphite particles: Structural, mechanical and wear characterization. *J. Mater. Res. Technol.* 2019. Vol. 8. No. 1. P. 670—682. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.019>.
 12. Kumar R.A., Devaraju A., Arunkumar S. Experimental investigation on mechanical behaviour and wear parameters of TiC and graphite reinforced aluminium hybrid composites. *Mater. Today Proc.* 2018. Vol. 5. No. 6. P. 14244—14251. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.03.005>.
 13. Qin X.H., Jiang D.L., Dong S.M. Nanometer, submicron and micron sized aluminum powder prepared by semi-solid mechanical stirring method with addition of ceramic particles. *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. Vol. 385. P. 31—37.
 14. Razavi T.S.S., Yazdani R., Salahi E., Mobasherpour I. Production of Al—20wt.%Al₂O₃ composite powder using high energy milling. *Powder Technol.* 2009. Vol. 320. P. 591—602.
 15. Няфкин А.Н., Лощинин Ю.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния фракционного состава карбида кремния на теплопроводность композиционного материала на основе алюминиевого сплава. *Тр. ВИАМ*. 2019. No. 11 (83). С. 53—59. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 17.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
 - Nyafkin A.N., Loshchinin Yu.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Investigation of the influence of the fractional composition of silicon carbide on the thermal conductivity of a composite material based on an aluminum alloy. *Trudy VIAM*. 2019. No. 11. P. 53—59. URL: <http://viam-works.ru> (accessed: 17.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59 (In Russ.).
 16. 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. *Тр. ВИАМ*. 2020. No. 2. С. 41—49. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 25.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49.
 - Nyafkin A.N., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Study of the effect of the size of silicon carbide particles on the temperature coefficient of linear expansion of a composite material based on an aluminum alloy. *Trudy VIAM*. 2020. No. 2. P. 41—49. URL: <http://viam-works.ru> (accessed: 25.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49 (In Russ.).
 17. Baradeswaran A., Elaya Perumal A. Influence of B₄C on the tribological and mechanical properties of Al 7075—B₄C composites. *Compos. B. Eng.* 2013. Vol. 54. No. 1.

- P. 146—152. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.05.012>.
18. Zheng R., Hao X., Yuan Y., Wang Z., Ameyama K., Ma C. Effect of high volume fraction of B₄C particles on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy based composites. *J. Alloys Compd.* 2013. Vol. 576. P. 291—298. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.04.141>.
19. Ghasali E., Alizadeh M., Ebadzadeh T., Pakseresht A.H., Rahbari A. Investigation on microstructural and mechanical properties of B₄C-aluminum matrix composites prepared by microwave sintering. *J. Mater. Res. Technol.* 2015. Vol. 4. No. 4. P. 411—415. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.02.005>.
20. Baradeswaran A., Vettivel S.C., Elaya Perumal A., Selvakumar N., Franklin Issac R. Experimental investigation on mechanical behaviour, modelling and optimization of wear parameters of B₄C and graphite reinforced aluminium hybrid composites. *Mater. Des.* 2014. Vol. 63. P. 620—632. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.054>.
21. Hesabi R.S., Sajjadi S.A. Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 428. P. 159—168.
22. Hernández-Rivera J.L., Cruz Rivera J.J., Gómez C., Coreño O., Martínez-Sánchez R. Synthesis of graphite reinforced aluminum nanocomposite by mechanical alloying. *Mater. Trans.* 2010. Vol. 51. P. 1120—1126.
23. Rietveld H.M. The rietveld method: A retrospection. *Z. Kristallogr.* 2010. Vol. 225. P. 545—547.