

Научная статья

УДК 621.791.724:669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА $AlSi10MgCu$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

С.В. Сбитнева¹, Д.В. Зайцев¹, И. Бенариев¹

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

Аннотация. Методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения проведено исследование особенностей структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава $AlSi10MgCu$, полученного методом селективного лазерного сплавления, после закалки и искусственного старения. Изложены некоторые аспекты применения Фурье-преобразования для расшифровки кристаллической структуры выделений. Проведена идентификация кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных в данном сплаве при старении, а также установлены их ориентационные соотношения с матрицей.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы типа $AlSi10Mg$, закалка, старение, просвечивающая электронная микроскопия, структура упрочняющих выделений, Фурье-преобразование

Для цитирования: Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариев И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава $AlSi10MgCu$, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.

Scientific article

FEATURES OF THE STRUCTURE OF AGE-HARDENABLE ALUMINUM ALLOY $AlSi10MgCu$ PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

S.V. Sbitneva¹, D.V. Zaytsev¹, I. Benarieb¹

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

Abstract. In this work, high-resolution transmission electron microscopy was used to study features of the structure of the age-hardenable aluminum alloy $AlSi10MgCu$, produced by selective laser melting, after quenching and artificial aging. Some aspects of the application of Fourier transform to determine the crystal structure of precipitations are described. The identification of crystalline structure of fine particles formed in this alloy during aging has been carried out, and their orientation relations with the matrix have been established.

Keywords: selective laser melting, aluminum alloys of $AlSi10Mg$ type, quenching, ageing, transmission electron microscopy, structure of hardening precipitations, Fourier transform

For citation: Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Benarieb I. Features of the structure of age-hardenable aluminum alloy $AlSi10MgCu$ produced by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.

Введение

В настоящее время алюминиевые сплавы эвтектического типа на базе системы Al–Si являются наиболее освоенными и применяемыми материалами на основе алюминия для изготовления деталей методами аддитивных технологий – в первую очередь с помощью селективного лазерного сплавления (СЛС) [1–4]. В связи с нарастающим интересом к применению термически упрочняемых сплавов системы Al–Si–Mg–(Cu) (AlSi10Mg, A356, A357, ВАС1 и т. д.) в аддитивном производстве важным направлением развития этих материалов является совершенствование технологии упрочняющей термической обработки изготовленных деталей с целью повышения качества продукции [5].

Фазовые превращения при упрочняющей термической обработке (закалке, старении) алюминиевых сплавов зависят от ряда факторов, среди которых следует отметить технологию изготовления, оказывающую значительное влияние на структуру материала и, соответственно, на процессы образования упрочняющих выделений при старении. Легирование медью сплавов системы Al–Si–Mg является одним из эффективных способов их дальнейшего упрочнения, в том числе при повышенных температурах [6–8]. До последнего времени особенности распада пересыщенного твердого раствора (ПТР) при термической обработке сплавов эвтектического типа системы Al–Si–Mg–(Cu), в частности полученных методом СЛС, недостаточно исследованы.

Старение сплавов системы Al–Si–Mg–(Cu) проходит аналогично старению деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) (серия бxxx) [1, 9–11], для которых этот процесс достаточно хорошо изучен [8, 12, 13]. Согласно современным представлениям, распад ПТР при старении закаленных сплавов серии бxxx (с добавкой Cu от 0,5 до 1,5 %; здесь и далее – % (по массе)) в области температур до 250 °С при изотермических условиях проходит в следующей последовательности [12, 14]: ПТР → кластеры Mg, Si → кластеры (Mg + Si), Cu в ПТР → зоны Гинье–Престона, Cu в ПТР → фазы β'' , β' , V' , L (с Cu), S (с Cu), C (с Cu) → фазы Q', QP, QS (все с Cu) → фаза Q (Al₅Cu₂Mg₈Si₆), Si.

Считается, что наибольший эффект упрочнения при старении сплавов серии бxxx достигается частицами промежуточной β'' -фазы (на основе Mg₂Si) [12]. Добавка Cu в количестве более ~0,5 % подавляет выделение β'' -фазы и приводит к выделению промежуточных фаз с медью – типа L, S, C, Q. Несмотря на это, распад ПТР начинается с выделения промежуточных фаз β -типа. В равновесном состоянии доминирующей является Q(Al₅Cu₂Mg₈Si₆)-фаза, которая, как правило, образуется на заключительной стадии старения, особенно при высоких температурах или большой продолжительности выдержки [14, 15].

Одна из главных задач при оценке фазового состава упрочняющих выделений – установление возможности наличия промежуточных фаз Q-типа для низкотемпературного старения, которое, как правило, применяется для достижения максимальной прочности – состояния T1 или T6 для деформируемых и литейных сплавов соответственно. В работах [8,12] показано, что добавка Cu в количестве 0,5 % в сплав A356 состава Al–7Si–0,5Mg, изготовленный методом литья, в состоянии T6 (режим старения: при 155 °С в течение 10 ч [8] или при 170 °С в течение 6 ч [12]) приводит к образованию β' -фазы наряду с β'' -фазой. В работе [13] добавка Cu в количестве 1,0 % в сплав состава Al–8Si–0,4Mg, изготовленный методом литья, приводит к образованию только Q-фазы в состоянии T6 (режим старения: при 155 °С в течение 10 ч).

Данная статья является продолжением ранее опубликованных работ [16, 17], в которых приведены результаты предварительных исследований микроструктуры синтезированного методом СЛС алюминиевого сплава ВАС1 системы Al–Si–Mg–Cu в состоянии T6 (закалка + искусственное старение для получения максимальной прочности). Требуется дальнейшее более подробное исследование характера выделений данного сплава, в том числе оценка возможности присутствия промежуточных фаз Q-типа в состоянии T6.

Цель данной работы – исследование особенностей структуры закаленного и искусственно состаренного алюминиевого сплава эвтектического типа системы Al–Si–Mg–Cu, полученного методом СЛС.

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

Материалы и методы

Исследования проводили на образцах из алюминиевого сплава марки ВАС1 системы Al–Si–Mg–Cu с малыми добавками Ce и Zr (далее по тексту условная маркировка сплава – AlSi10MgCu), полученного методом СЛС. Химический состав синтезированного алюминиевого сплава AlSi10MgCu, определенный методом спектрального анализа, следующий:

Содержание элементов, % (по массе)						
Al	Si	Mg	Cu	Zr	Ce	Fe
Основа	10,5	0,5–0,8	0,7–0,9	+	+	0,1

Металлопорошковая композиция этого сплава целевой фракции 10–63 мкм получена в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Порошок имеет сферическую форму частиц и литую структуру, состоящую из мелких зерен твердого раствора размером до 5 мкм и выделений Si (рис. 1).

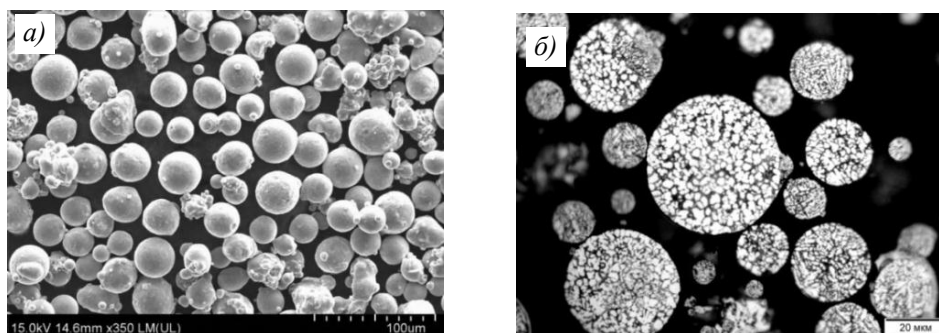


Рис. 1. Metalloпорошковая композиция из сплава AlSi10MgCu: *a* – внешний вид гранул; *б* – микроструктура гранул в сечении после травления

Селективное лазерное сплавление порошка проводили при использовании режима синтеза, обеспечивающего высокую скорость печати и низкую пористость (<0,2 %).

После отделения от платформы построения синтезированные образцы использовали для исследований после упрочняющей термической обработки (состояние Т6), которую проводили по следующему режиму:

- обработка на твердый раствор при температуре 520 °С;
- закалка в воде с комнатной температурой;
- искусственное старение при температуре 175 °С [16].

Для термодинамического моделирования фазового состава использовали специализированное программное обеспечение. Химический состав модельного сплава Al–10Si–0,6Mg–0,8Cu задавали без учета второстепенных легирующих элементов (Ce, Zr) и примеси Fe.

Структуру синтезированного материала изучали с применением просвечивающего электронного микроскопа с термополевым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Локальный химический состав фазовых составляющих

определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с применением энергодисперсионного спектрометра для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы для электронной микроскопии вырезали на электроэрозионном станке в форме дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,5–0,7 мм. Далее диски механически шлифовали до толщины ~0,1 мм. Исследования проводили на фольгах, полученных методом струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до –38 °С.

Результаты и обсуждение

Синтезированный материал после закалки и искусственного старения имеет зеренную структуру, в которой однородно распределены мелкие и крупные частицы Si (размером до 5 мкм), имеющие округлую форму (рис. 2, а). В объеме зерна (кристаллитов) наблюдаются ячейки кристаллизации (рис. 2, б), в которых преимущественно по границам присутствуют частицы различной морфологии (рис. 2, б), в состав которых входят Si, Cu, Zr, Ce (рис. 2, в). Зерна, наблюдаемые на электронно-микроскопическом изображении (рис. 2, б), находятся в различных дифракционных условиях, что проявляется, в частности, в одном из зерен в формировании контраста на дислокациях, образовавшихся на границах ячеек.

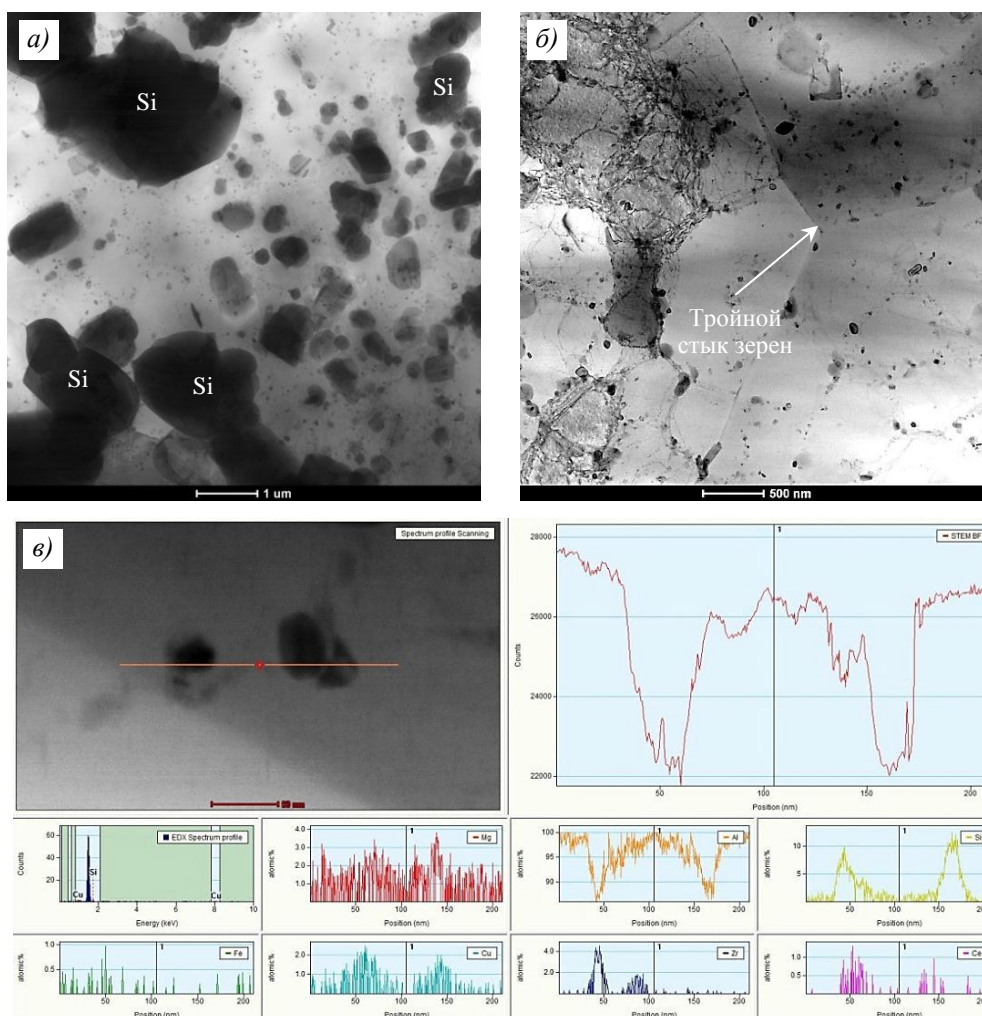


Рис. 2. Структура синтезированного сплава AlSi10MgCu после закалки и искусственного старения: а – характер выделения частиц Si; б – тройной стык зерен и ячеистая структура; в – профиль распределения элементов

На темнопольных и светлопольных электронно-микроскопических изображениях видно, что при искусственном старении в объеме ячеек и на их границах происходит распад твердого раствора с образованием мелкодисперсных частиц различной морфологии (иглы, рейки, стержни) с высокой плотностью распределения (рис. 3). Частицы расположены в плоскости снимка параллельно направлению $\langle 100 \rangle$ (или «в торец») и имеют диаметр до 5 нм и длину до 50 нм. На снимке (рис. 3, а), полученном на оси зоны $\langle 100 \rangle$, видно, что количество стержнеобразных частиц, соответствующих ориентациям (001) и (010), отличается от количества частиц с габитусом (100), наблюдаемых на снимке «в торец» (рис. 3, б).

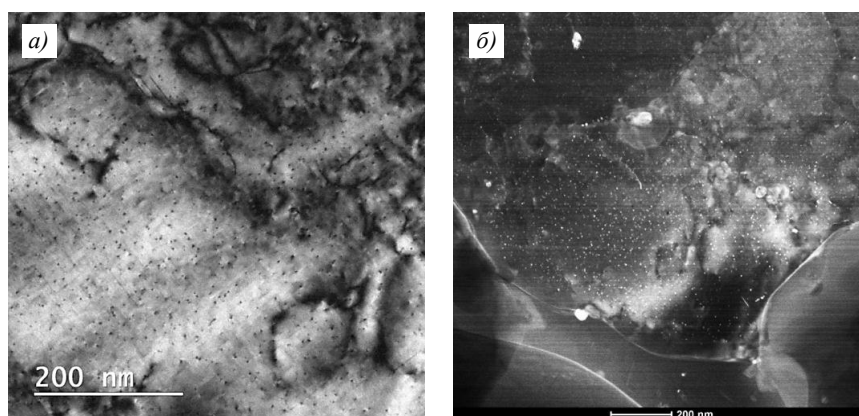


Рис. 3. Характер выделения мелкодисперсных частиц в синтезированном сплаве AlSi10MgCu, образованных при искусственном старении (ось зоны $\langle 100 \rangle$): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение

Согласно результатам расчета равновесного фазового состава, в сплаве AlSi10MgCu (рис. 4) при температуре обработки на твердый раствор (при 520 °С) полностью растворяются Q- и β -фазы, а фаза Si находится в количестве 8,8 % (мольн.). При данной температуре также обеспечивается максимальное насыщение твердого раствора медью и магнием. При температуре старения 175 °С в сплаве в равновесном состоянии могут присутствовать следующие фазы, % (мольн.): 9,3 Si; 1,5 Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$) и 0,05 θ (Al_2Cu).

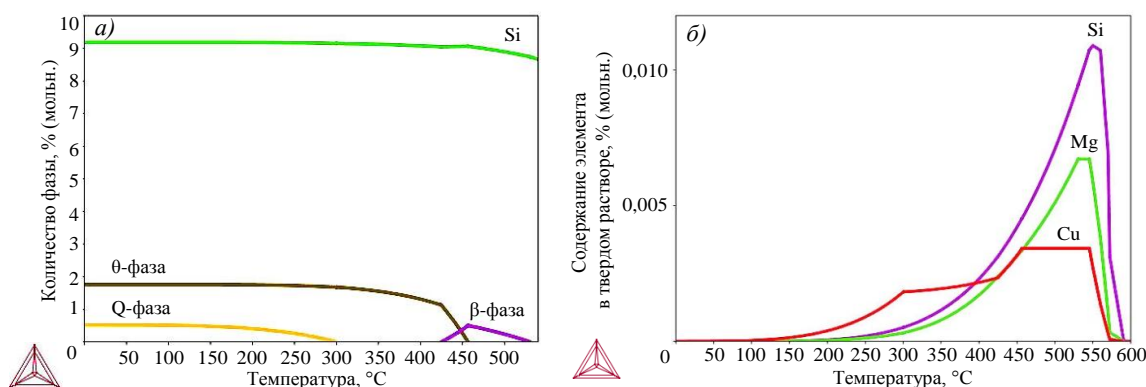


Рис. 4. Равновесный фазовый состав модельного сплава Al–10Si–0,6Mg–0,8Cu в температурном диапазоне от 0 до 600 °С, рассчитанный с использованием специализированного программного обеспечения: а – количество фаз; б – содержание элементов в Al твердом растворе

Тем не менее после закалки сплав находится в метастабильном состоянии, поэтому, как отмечено ранее, распад ПТР при низкотемпературном старении должен начинаться в первую очередь с выделения промежуточных фаз β -типа, а затем при больших выдержках (при переходе в более равновесное состояние) заканчиваться выделением Q-фазы.

Для идентификации кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных при старении, применен метод просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР), который является наиболее эффективным способом визуализации кристаллической структуры объектов с атомным разрешением. Метод дает возможность получения количественной информации о положении атомов разного сорта как в прямом (электронно-микроскопические изображения с высоким разрешением), так и в обратном пространстве (Фурье-преобразование снимков кристаллической решетки).

Преимущества применения метода ПЭМ ВР для анализа кристаллической структуры заключаются в возможности прямого сравнения проекций кристаллической решетки частицы и модели кристалла с заданными параметрами и исследования локальных неоднородностей и дефектов кристаллической структуры фазы и матрицы, а также возможности исследования границы их раздела.

Применение Фурье-преобразования снимков прямого разрешения позволяет получать изображения (картины Фурье), подобные картинам дифракции, содержащие при этом сетки рефлексов отдельных наноразмерных частиц. Тогда как электронограммы, полученные с применением селекторной диафрагмы, из-за ограничений минимальных размеров диафрагмы при относительно высокой плотности частиц, образованных в структуре исследуемого материала в результате распада твердого раствора (как в рассматриваемом случае), могут содержать рефлексы от нескольких частиц различных модификаций и с различными кристаллографически-эквивалентными ориентировками, что в конечном счете затрудняет анализ параметров кристаллической решетки частиц и их ориентационных соотношений с матрицей. Сведение пучка с целью уменьшения облучаемого участка структуры и увеличения локальности получаемой картины дифракции (как альтернатива применения селекторной диафрагмы) приводит к увеличению размеров рефлексов и их значительному перекрытию, что в большинстве случаев значительно затрудняет анализ дифракционных максимумов от кристаллической решетки наноразмерных частиц.

Поскольку для подавляющего числа объектов не существует простой аналитической связи между изображением с высоким разрешением и кристаллической структурой объекта, для интерпретации полученных данных необходимо проводить компьютерное моделирование, включающее Фурье-преобразования и фильтрацию.

Как известно, результатом Фурье-преобразования двухмерной функции, описывающей исходное изображение, является также двухмерная функция, отображающая информацию о частотных составляющих изображения и их ориентировках в плоскости снимка. Любая периодичность интенсивностей на изображении характеризуется максимумами на картине Фурье в том же направлении относительно «нулевого» рефлекса, расположенного строго по центру, на расстоянии, соответствующем частоте периодичности (межплоскостному расстоянию) и выраженном в обратных пространственных единицах, т. е. нормали кристаллических плоскостей на снимке прямого разрешения совпадают с вектором дифракции \vec{g} , направленным от «нулевого» рефлекса в сторону соответствующего максимума на картине Фурье. Длина вектора \vec{g} определяет межплоскостное расстояние, выраженное на картине Фурье, как правило, в обратных нанометрах.

Сопоставляя рефлексы на картине Фурье с моделью узлов обратной решетки, полученной на основании расчетных параметров кристаллической решетки (таких как тип решетки, периоды и соответствующие углы) можно подтвердить соответствие выбранной модели решетки и наблюдаемой на снимке прямого разрешения. Определив оси зон идентифицированных таким образом частицы и матрицы, можно установить их ориентационные соотношения, используя совпадающие кристаллографические направления решеток фазы и матрицы на данных осях зон.

Основная трудность при получении изображений высокого разрешения – учет «инструментальных» факторов: положения электронного пучка относительно объекта и

оптической оси прибора, толщины образца, дефокусировки линзы объектива и степени когерентности пучка. Среди перечисленных факторов наиболее актуальным является толщина фольги с учетом применения современного просвечивающего микроскопа, оснащенного эмиттером Шоттки, обеспечивающим высокую степень когерентности электронного пучка. Чем меньше толщина исследуемого участка фольги, тем больше диапазон допустимых углов отклонения от точной кристаллографической ориентировки исследуемого участка и меньше диапазон фокусировки. При исследовании областей вблизи края фольги на изображении присутствуют аморфные участки, находящиеся, как правило, на высоте, соответствующей исследуемым объектам кристаллической структуры. При этом ток линзы объектива, соответствующий точному фокусному расстоянию, и астигматизм можно определить и скорректировать по кольцам на картине Фурье.

Для идентификации фаз, образующих мелкодисперсные частицы, в исследуемом сплаве AlSi10MgCu получены изображения высокого разрешения при ориентировке алюминиевой матрицы в оси зоны $\langle 100 \rangle$. Для расшифровки кристаллической структуры сравнивали две картины расположения рефлексов: рассчитанную в программе с учетом научно-технических литературных данных о кристаллической решетке фаз и полученную экспериментально с помощью Фурье-преобразования из изображения высокого разрешения.

На рис. 5 представлены электронно-микроскопические изображения высокого разрешения, иллюстрирующие кристаллическое строение наиболее характерных частиц на исследуемом участке фольги.

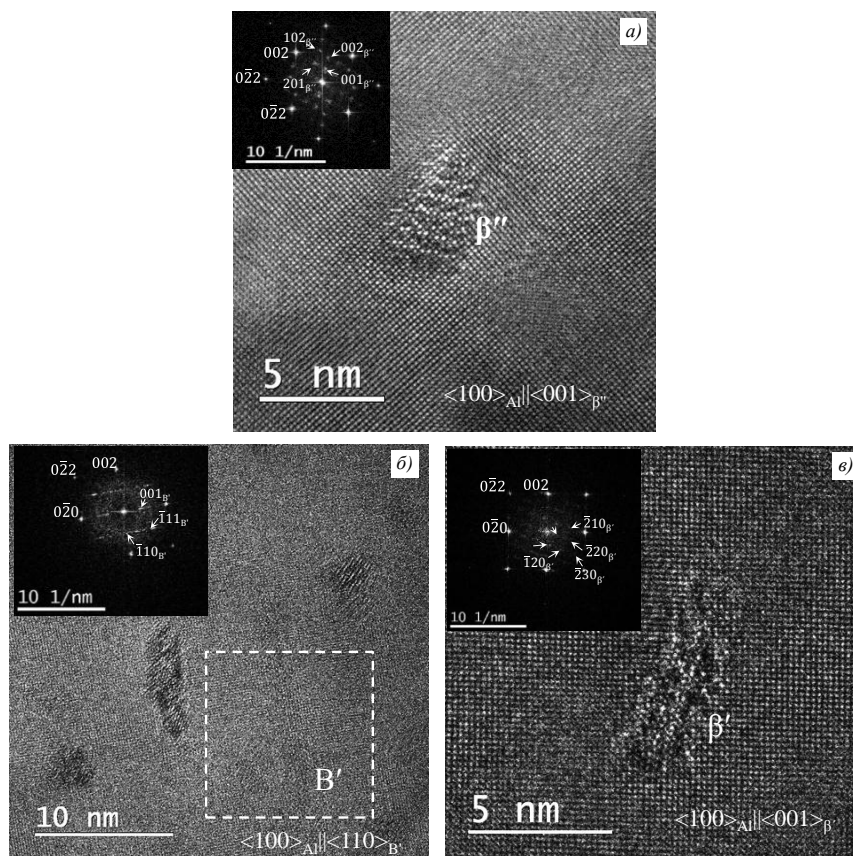


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения высокого разрешения мелкодисперсных частиц в структуре синтезированного сплава AlSi10MgCu и соответствующие картины Фурье-преобразования (ось зоны $\langle 100 \rangle$): а – частица β'' -фазы $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 010 \rangle_{\beta''}$ ($a = 1,516$ нм, $b = 0,405$ нм, $c = 0,674$ нм); б – рейка B' -фазы $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 110 \rangle_{B'}$ ($a, b = 1,04$ нм, $c = 0,405$ нм); в – частица β' -фазы $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 001 \rangle_{\beta'}$ ($a, b = 0,715$ нм, $c = 0,405$ нм)

Установлено, что в структуре могут присутствовать одновременно выделения различных фаз и морфологии. В большем количестве присутствуют частицы в виде игл, которые идентифицированы как β'' -фаза (Mg_5Si_6) с моноклинной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a = 1,516$ нм, $b = 0,405$ нм, $c = 0,674$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 010 \rangle_{\beta''}$ (рис. 5, а). Частица на рис. 5, б соответствует V' -фазе с гексагональной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a, b = 1,04$ нм, $c = 0,405$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 110 \rangle_{V'}$. Стержнеобразные частицы идентифицированы как β' -фаза с гексагональной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a, b = 0,715$ нм, $c = 0,405$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{Al} \parallel \langle 001 \rangle_{\beta'}$ (рис. 5, в). Таким образом, в исследуемом участке фольги в сплаве данного состава (при рассмотренном режиме старения) присутствуют преимущественно промежуточные фазы β -типа, при этом Q -фаз не обнаружено, что согласуется с результатами работы [15].

Заключения

Приведены результаты исследований некоторых особенностей структуры алюминиевого сплава эвтектического типа системы Al–Si–Mg–Cu (AlSi10MgCu), полученного методом СЛС, после закалки и искусственного старения. Изложены некоторые аспекты применения Фурье-преобразования для расшифровки кристаллической структуры выделений.

Синтезированный сплав AlSi10MgCu после закалки и искусственного старения имеет зеренную структуру, в которой однородно распределены мелкие и крупные частицы Si. В объеме зерна (кристаллитов) наблюдаются ячейки кристаллизации, в которых преимущественно по границам присутствуют частицы различной морфологии, в состав которых входят Si, Cu, Zr, Ce.

С применением метода ПЭМ ВР и Фурье-преобразования проведена идентификация кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных при искусственном старении, и показано, что они соответствуют преимущественно промежуточным фазам β -типа:

- β'' -фаза (Mg_5Si_6) в виде игл с моноклинной кристаллической решеткой;
- V' -фаза с гексагональной кристаллической решеткой;
- β' -фаза в виде стержней с гексагональной кристаллической решеткой.

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

Список источников

1. Zhu S., Katti I., Qiu D. et al. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser power bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 882. P. 145486.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // *Электротехнология*. 2022. № 1. С. 2–12.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электротехнология*. 2022. № 4. С. 15–25.
4. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.

5. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019. P. 301–325.
6. Бенариеб И., Антипов В.В., Хасиков Д.В., Оглодков М.С., Савичев И.Д., Кузнецова П.Е. Исследование структуры и свойств экономнолегированного алюминиевого сплава системы Al–Mg–Sc–Zr, изготовленного методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
7. 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: 14.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
8. Di Giovanni M.T., Mortsell E.A., Saito T. et al. Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy // *Materials Today Communications*. 2019. Vol. 19. P. 342–348.
9. Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металл-порошковой композиции сплава ВАС1 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 11 (129). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
10. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-Printed Aluminium alloys: A Review // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 19. P. 4301–4351.
11. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A 357 alloys by LPBF for Industry Applications // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 7. P. 1488.
12. Mortsell E.A., Qian F., Marioara C.P., Li Y. Precipitation in an A356 foundry alloy with Cu additions – A Transmission Electron Microscopy Study // *Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 788. P. 485–494.
13. Wang G., Sun Q., Feng L. et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys // *Materials and Design*. 2007. Vol. 28. P. 1001–1005.
14. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов. М.: АПРАЛ, 2020. 552 с.
15. Assadiki A., Esin V.A., Martinez R. et al. Modelling precipitation hardening in an A356+0,5 wt % Cu cast aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 819. P. 141450.
16. Бенариеб И., Дынин Н.В., Кузнецова П.Е., Сбитнева С.В. Изменение структуры и механических свойств при термической обработке алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Технология легких сплавов*. 2023. № 4. С. 5–18.
17. Каблов Е.Н., Дынин Н.В., Бенариеб И., Зайцев Д.В., Сбитнева С.В. Изменение структуры и механических свойств при термической обработке алюминиевых сплавов типа AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022. № 10 (808). С. 20–28.

References

1. Zhu S., Katti I., Qiu D. et al. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser power bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 882, p. 145486.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts by FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts by FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
4. Knyazev A.E., Vostrikov A.V. Sieving of powders additive and powder manufacturings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.

5. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*, Elsevier, 2019, pp. 301–325.
6. Benarieb I., Antipov V.V., Khasikov D.V., Oglodkov M.S., Savichev I.D., Kuznetsova P.E. Study of structure and properties of sparsinly alloyed aluminum alloy of Al–Mg–Sc–Zr system, produced by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
7. 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: May 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
8. Di Giovanni M.T., Mortsell E.A., Saito T. et al. Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy. *Materials Today Communications*, 2019, vol. 19, pp. 342–348.
9. Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 03, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
10. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-Printed Aluminum alloys: A Review. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 19, pp. 4301–4351.
11. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A 357 alloys by LPBF for Industry Applications. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 7, p. 1488.
12. Mortsell E.A., Qian F., Marioara C.P., Li Y. Precipitation in an A356 foundry alloy with Cu additions – A Transmission Electron Microscopy Study. *Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 788, pp. 485–494.
13. Wang G., Sun Q., Feng L. et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys. *Materials and Design*, 2007, vol. 28, pp. 1001–1005.
14. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Moscow: APRAL, 2020, 552 p.
15. Assadiki A., Esin V.A., Martinez R. et al. Modelling precipitation hardening in an A356+0,5 wt % Cu cast aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 819, p. 141450.
16. Benarieb I., Dynin N.V., Kuznetsova P.E., Sbitneva S.V. Changes in the structure and mechanical properties during heat treatment of aluminum alloy AlSi10MgCu obtained by selective laser melting. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2023, no. 4, pp. 5–18.
17. Kablov E.N., Dynin N.V., Benarieb I., Zaitsev D.V., Sbitneva S.V. Changes in the structure and mechanical properties during heat treatment of aluminum alloys of the AlSi10Mg type obtained by selective laser melting. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2022, no. 10 (808), pp. 20–28.

Информация об авторах

Сбитнева Светлана Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зайцев Денис Владимирович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бенариеб Ильяс, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Svetlana V. Sbitneva, Senior Researcher, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Zaytsev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilyas Benarieb, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.06.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.08.2024.
The article was submitted 18.06.2024; approved and accepted for publication after reviewing 02.08.2024.