Научная статья

УДК 669.715
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЗАКАЛОЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В-1341 СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

И. Бенариеб[1], Д.В. Зайцев[1], Ю.А. Пучков[2]

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru
[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; bauman@bmstu.ru

Аннотация. *Методами просвечивающей электронной микроскопии, Фурье-преобразования и рентгеноспектрального микроанализа исследованы закалочные выделения в листовом образце толщиной 1,2 мм из сплава состава (в % (по массе)) Al–0,73Mg–0,60Si–0,18Cu–0,27Mn–0,23Fe (В-1341) после закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ниже критической скорости) и последующего естественного старения. Установлено, что выделения относятся преимущественно к метастабильным β'(Mg_9Si_5)- и B'($Al_3Mg_9Si_7$)-фазам. Выявлено, что в состав закалочных выделений может входить медь, которая при повышенном локальном содержании приводит к их структурной неоднородности.*

Ключевые слова: *сплавы системы Al–Mg–Si–(Cu), закалочные выделения, дисперсоиды, распад твердого раствора, просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения, Фурье-преобразование*

Для цитирования: Бенариеб И., Зайцев Д.В., Пучков Ю.А. Исследование кристаллической структуры закалочных выделений в алюминиевом сплаве В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 52–64. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64.

Scientific article

STUDY OF CRYSTAL STRUCTURE OF QUENCH-INDUCED PRECIPITATES IN ALUMINUM ALLOY V-1341 OF THE Al–Mg–Si SYSTEM

I. Benarieb[1], D.V. Zaytsev[1], Yu.A. Puchkov[2]

[1]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru
[2]Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Bauman Moscow State Technical University (National Research University of Technology)», Moscow, Russia; bauman@bmstu.ru

Abstract. *Quench-induced precipitates formed in a 1.2 mm thick sheet specimen of Al–0.73Mg–0.60Si–0.18Cu–0.27Mn–0.23Fe alloy (V-1341) after quenching at a cooling rate of 0.3 °C/s (below the critical cooling rate) and subsequent natural ageing were studied by transmission electron microscopy, Fourier-transform analysis, and energy-dispersive X-ray microanalysis. The precipitates were found to correspond predominantly to metastable β'(Mg_9Si_5) and B'($Al_3Mg_9Si_7$) phases. It was shown that copper can be incorporated into the quench-induced precipitates and, at increased local concentrations, may cause structural heterogeneity.*

Keywords: *Al–Mg–Si–(Cu) alloys, quench-induced precipitation, dispersoids, solid-solution decomposition, high-resolution transmission electron microscopy, Fourier transform analysis*

For citation: Benarieb I., Zaytsev D.V., Puchkov Yu.A. Study of crystal structure of quench-induced precipitates in aluminum alloy V-1341 of the Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 52–64. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64.

Введение

В ранее выполненной работе [1] исследована закалочная чувствительность листов из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si, где методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и дифференциальной сканирующей калориметрии с использованием термодинамического моделирования изучены особенности формирования выделений при замедленном закалочном охлаждении (со скоростью ниже критической). При этом кристаллическая структура закалочных выделений была изучена недостаточно. В данной статье представлен анализ кристаллической структуры закалочных выделений с помощью методов просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) и анализа картин Фурье-преобразования.

Распад пересыщенного твердого раствора (ПТР) в сплавах системы Al–Mg–Si сопровождается сложными фазовыми превращениями, при которых образуются различные модификации промежуточных фаз β- и Q-типа (при добавке Cu), которые отличаются по составу, кристаллической решетке и морфологии выделений (табл. 1) [2–17]. В настоящее время фазовый состав продуктов распада ПТР в сплавах системы Al–Mg–Si (серии 6XXX) остается предметом активных обсуждений вследствие большого числа промежуточных фаз. Сведения из научно-технических литературных источников об их кристаллической структуре и обозначении могут быть противоречивы, особенно для случая поздних стадий распада ПТР. Возможность существования множества фаз обусловлена тем, что условия их образования могут зависеть от химического состава сплава – прежде всего от содержания Mg, Si и их соотношения, а также от режима термообработки и структуры материала, сформированной в процессе изготовления [17–23].

Ряд промышленных сплавов системы Al–Mg–Si, в том числе исследуемый сплав В-1341, дополнительно легируют медью для повышения упрочнения при старении. Даже небольшое количество Cu (<0,2 % (по массе)) в составе сплава заметно влияет на кинетику распада ПТР, изменяя последовательность выделения фаз, а при определенных условиях, например при избытке Si или длительном режиме старения, может способствовать образованию различных модификаций метастабильных фаз Q-типа (на основе соединения $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$): Q′, QP, QC и т. д. (табл. 1). Кристаллическая структура фаз Q-типа также остается предметом обсуждения. Понимание фазового состава медьсодержащих сплавов серии 6XXX осложняется, в частности, следующими обстоятельствами. Атомы Cu могут локально замещать атомы других элементов, образующих β″- и β′-фазы, что вносит изменение в их кристаллическую решетку, в частности в ряде случаев приводит к фрагментации, т. е. к образованию в пределах одной частицы отдельных ячеек и участков с различной кристаллической решеткой. Такие медьсодержащие выделения могут иметь сложное строение, так как могут не только состоять из смешанных фрагментов, но и иметь разный элементный состав, что затрудняет их однозначную фазовую идентификацию. Имеются сведения, что в сплавах с добавкой меди B′(C)-фаза является промежуточной фазой, предшествующей образованию фаз Q-типа. Это может объяснять, почему B′-фаза имеет близкие к Q-фазе кристаллическую решетку и стехиометрический состав по содержанию Al, Mg и Si [24–35].

Таблица 1

Данные об основных фазах в сплавах системы Al–Mg–Si–(Cu)

Фаза	Стехиометрия	Mg/Si (в фазе)	Кристаллическая структура (пространственная группа)	Параметры решетки				Морфология частиц (ориентация)	Основные ориентационные соотношения с (Al) матрицей	Литературный источник
				a	*b*	*c*	Угол, градус			
				Å						
β	Mg_2Si	2,0	Кубическая (Fm-3m)	6,35			–	Пластины	$\{111\}_{\beta} \parallel \{111\}_{Al}$ $<010>_{\beta} \parallel <110>_{Al}$	[16, 17]
β″	Mg_5Si_6	0,8–1,2	Моноклинная (C2/m)	15,16	4,05	6,74	105,3 (β)	Иглы (вдоль $<100>_{Al}$)	$(010)_{\beta''} \parallel (100)_{Al}$ $[100]_{\beta''} \parallel [230]_{Al}$ $[001]_{\beta''} \parallel [\bar{3}10]_{Al}$	[10, 11]
β′	Mg_9Si_5	1,7–1,8	Гексагональная ($P6_3/m$)	7,15		12,15	120 (γ)	Стержни (вдоль $<100>_{Al}$)	$(001)_{\beta'} \parallel <001>_{Al}$ $[100]_{\beta'} \parallel <\bar{3}10>_{Al}$ $[10\bar{1}0]_{\beta'} \parallel [110]_{Al}$	[12, 26]
U1 (A)	Al_2MgSi_2	0,5	Тригональная (P-3m1)	4,05		6,74	120 (γ)	Иглы (вдоль $<100>_{Al}$)	–	[8, 27]
U2 (B)	AlMgSi	1,0	Орторомбическая (Pnma)	6,75	4,05	7,94	–	Стержни (вдоль $<100>_{Al}$)	$(010)_{U2} \parallel (001)_{Al}$ $[100]_{U2} \parallel [\bar{3}10]_{Al}$ $[001]_{U2} \parallel [130]_{Al}$	
B′(C)	$Al_3Mg_9Si_7$ – $Al_3Mg_9Si_8$	1,1–1,3	Гексагональная (P-6)	10,4		4,05	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$(0001)_{B'} \parallel (001)_{Al}$ $[2\bar{1}\bar{1}0]_{B'} \wedge [100]_{Al}$ =10 градусов	[8, 27, 29]
Q′	$Al_5Mg_8Si_6Cu_2$	1,3	Гексагональная (P-6)	10,32		4,05	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$[0001]_{Q'} \parallel [001]_{Al}$ $[21\bar{3}0]_{Q'} \parallel [020]_{Al}$ $[1\bar{2}10]_{Q'} \parallel [130]_{Al}$	[24, 28, 29, 35, 36]
Q	$Al_5Mg_8Si_6Cu_2$	1,3	Гексагональная (P-6)	10,39		4,02	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$[0001]_{Q} \parallel <001>_{Al}$	

Анализ современной научно-технической литературы показывает, что ПЭМ ВР (например, HRTEM, HAADF-STEM) и различных физических методов – например, атомно-зондовой томографии, приводит к уточнению традиционных представлений о механизме распада ПТР в деформируемых сплавах серии 6XXX на атомном уровне. В частности, последние исследования показывают, что выделения не всегда являются однофазными (монолитными) частицами, а могут иметь гетерофазное и структурно-неоднородное строение. Такая неоднородность проявляется в наличии отдельных фрагментов различных фаз, участков с неупорядоченной структурой, внутренних дефектов и изменяющихся ориентационных соотношений с алюминиевой матрицей [9, 11, 18, 32, 33].

В современных исследованиях сплавов серии 6XXX, как правило, основное внимание уделяется кристаллической структуре выделений, образующихся при нагреве или изотермических условиях искусственного старения закаленного сплава, в то время как кристаллическая структура выделений, образующихся в условиях непрерывного охлаждения при закалке со скоростью ниже критической, остается недостаточно изученной. Расширение представлений о фазовой принадлежности выделений в сплавах серии 6XXX (особенно с добавкой меди), а также углубление понимания механизма образования и роста частиц на атомном уровне имеют не только научную, но и практическую значимость. Это позволит обоснованно выбирать химический состав сплава и режимы термической обработки, включая параметры искусственного старения, для достижения требуемого комплекса эксплуатационных свойств [18].

Цель работы – исследование кристаллической структуры закалочных выделений в листах из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si после непрерывной закалки со скоростью охлаждения ниже критической. Работа является продолжением ранее проведенных исследований закалочной чувствительности перспективного высокотехнологичного сплава В-1341 [1, 37–39].

Материалы и методы

Объектом исследования служили промышленные холоднокатаные листы толщиной 1,2 мм из сплава В-1341 в исходном полунагартованном состоянии Н2. Химический состав листов соответствовал марочному составу сплава по ОСТ 90048, в % (по массе): 0,73 Mg; 0,60 Si; 0,18 Cu; 0,27 Mn; 0,07 Ca; 0,23 Fe; 0,02 Cr; 0,06 Ti; 0,02 Zn; Al – основа. На прецизионном электроискровом станке из листов изготовлен цилиндрический образец диаметром 5 мм. Замедленное закалочное охлаждение образца осуществляли на высокотемпературном калориметре в режиме дифференциальной сканирующей калориметрии. Образец нагревали со скоростью 20 °С/мин до температуры 530 °С, выдерживали в течение 15 мин, после чего охлаждали с заданной постоянной скоростью 0,3 °С/с для имитации замедленной закалки. Затем образец подвергали естественному старению до состояния Т.

Методики проведения ПЭМ ВР и РСМА соответствовали ранее выполненным в работе [1]. Для исследования кристаллической структуры выделений использовали изображения ПЭМ ВР. Данный метод позволяет получать изображение тонкой структуры в атомном разрешении и таким образом анализировать непосредственно кристаллическую структуру отдельных выделений. На основе изображений ПЭМ ВР получали картины Фурье-преобразованием с помощью специализированной программы. Кроме того, построены расчетные электронограммы предполагаемой фазы с использованием разработанной компьютерной программы, куда вносили данные о кристаллической решетке предполагаемой фазы (табл. 1). Принадлежность частицы к той или иной кристаллической структуре определяли путем сравнительного анализа при сопоставлении сетки рефлексов картины Фурье-преобразования от экспериментально полученного изображения и сетки рефлексов расчетной электронограммы (модели) с учетом результатов РСМА.

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

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены светлопольные ПЭМ-изображения типичных участков микроструктуры исследованного образца, полученные для оси зоны $<100>_{Al}$. Изображения иллюстрируют характер распада ПТР как в объеме зерен, так и в приграничных зонах.

В объеме зерен наблюдаются неравномерно распределенные дисперсоиды α-фазы ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$) размером от 20 до 300 нм, имеющие округлую или слегка вытянутую форму. Распад твердого раствора при замедленном закалочном охлаждении в основном реализуется в объеме зерен с образованием стержнеобразных частиц длиной до ~500 нм и шириной 10–30 нм. При этом значительная часть закалочных выделений располагается непосредственно на поверхности дисперсоидов, формируя локальные скопления частиц, что указывает на гетерогенный характер их образования. На приграничных зонах зерен выраженного скопления закалочных выделений не наблюдается; при этом фиксируются единичные дисперсоиды α-фазы. На рис. 1, *а* обнаружены единичные крупные темные частицы пластинчатой формы, которые по морфологии характерны для равновесной β-фазы (Mg_2Si).

Наблюдаемое различие контраста между стержнеобразными выделениями может быть связано как с особенностями их ориентации относительно электронного пучка, так и с различиями в их внутреннем строении и фазовом составе. При этом различие видимой формы закалочных выделений, по-видимому, в значительной степени

обусловлено проекционным эффектом при ПЭМ-наблюдении: частицы, ориентированные преимущественно в плоскости фольги, имеют вид протяженных стержней, тогда как выделения, параллельно расположенные близко к направлению электронного пучка, могут проявляться как короткие темные фрагменты или частицы округлой формы. Такая морфология согласуется с характерным стержнеобразным или реечным строением промежуточных β′- и B′-фаз в сплавах системы Al–Mg–Si.

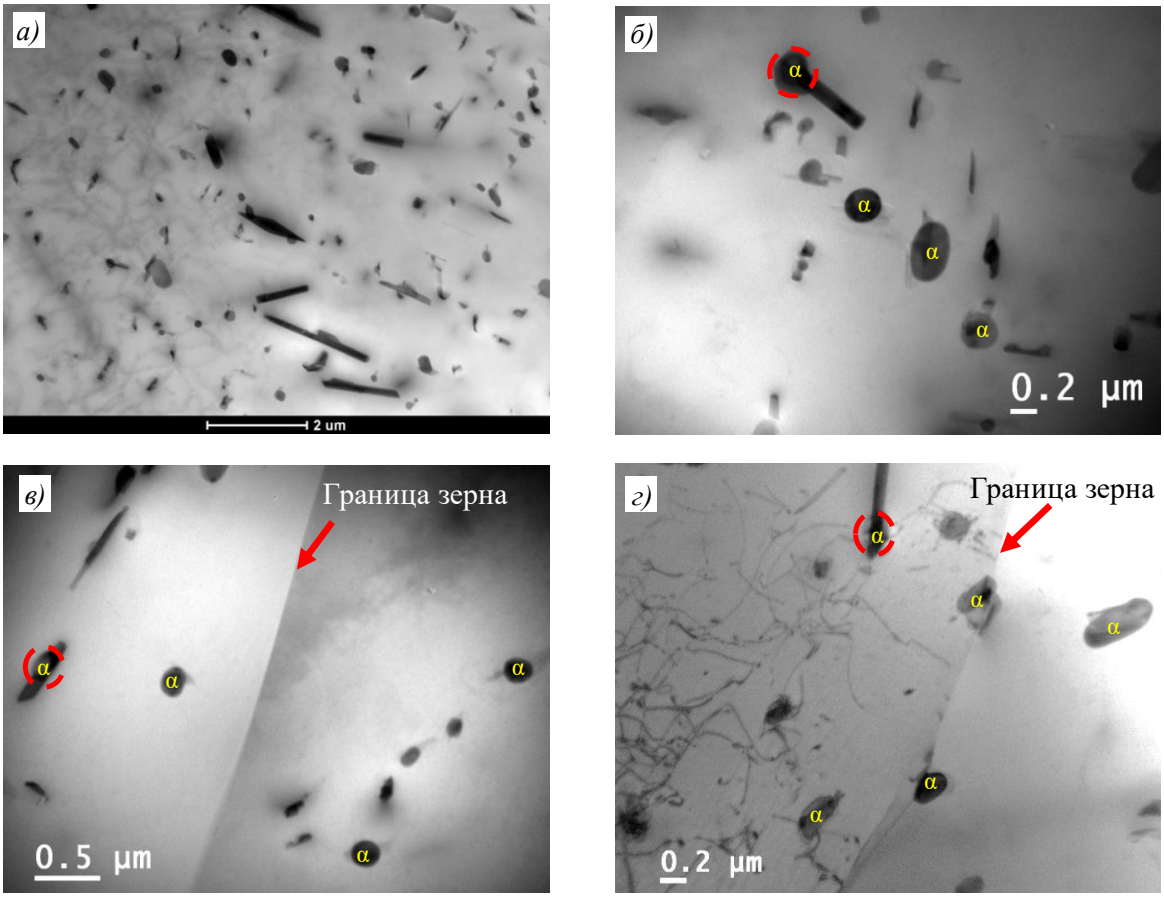


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с, иллюстрирующие характер распада пересыщенного твердого раствора, а также вид закалочных выделений и дисперсоидов (ось зоны <100>$_{Al}$)

На рис. 2 представлены изображения, иллюстрирующие морфологию стержнеобразного закалочного выделения, сформированного на дисперсоиде, атомное строение на границе раздела выделения и дисперсоида, а также элементный состав закалочных выделений. Стержнеобразная частица закалочного выделения (рис. 2, *а*, *б*), расположенная в плоскости снимка на поверхности дисперсоида α-фазы, вытянута вдоль направления <100>$_{Al}$ и имеет длину 400–500 нм при поперечном размере 15–25 нм. Видно, что дисперсоид представлен в качестве подложки для гетерогенного зарождения выделения, которое ориентированно нарастает на его поверхность и частично охватывает дисперсоид в виде оболочки. Изображение ПЭМ ВР (рис. 2, *б*) указывает на наличие признаков локального согласованного сопряжения кристаллических областей на границе раздела между дисперсоидом и закалочным выделением, однако не позволяет установить характер когерентности.

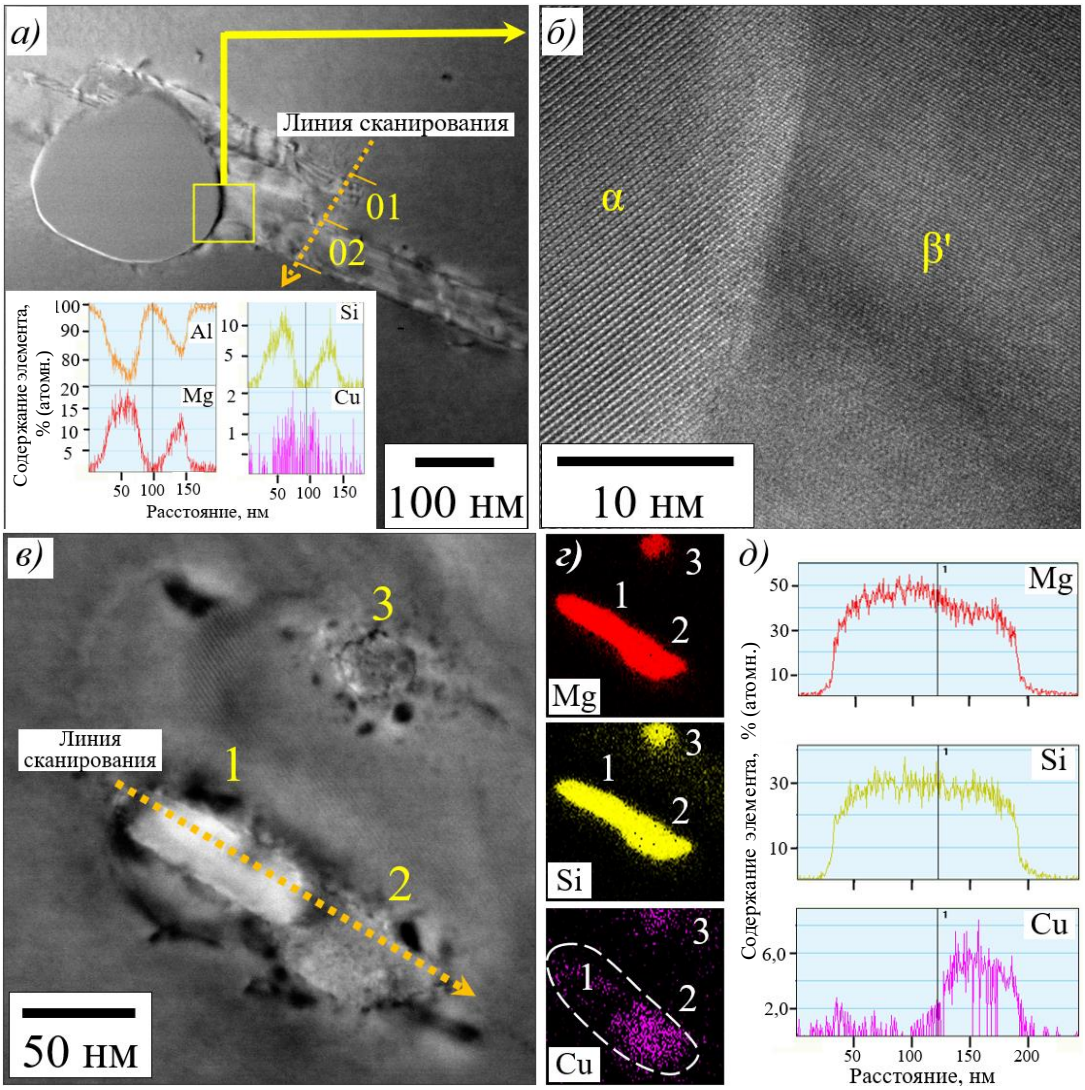


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения, иллюстрирующие характер закалочных выделений в структуре сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ось зоны <100>$_{Al}$): *а* – морфология стержнеобразной частицы на дисперсоиде, расположенной в плоскости снимка, и профиль РСМА вдоль линии сканирования; *б* – картина высокого разрешения, иллюстрирующая атомное строение на границе раздела дисперсоида и выделения, отмеченной на рис. 2, *а*; *в* – стержнеобразные частицы в поперечном сечении; *г* – карты распределения Mg, Si, Cu (РСМА) на участке структуры рис. 2, *в*; *д* – профили РСМА вдоль линии сканирования, представленной на рис. 2, *в*

Данные РСМА вдоль линий сканирования (рис. 2, табл. 2) показывают, что закалочные выделения обогащены Mg и Si с соотношением Mg/Si >1. Наблюдается также относительно малое количество Cu, которое распределяется в выделениях неравномерно: в отдельных областях наблюдается ее локальное повышение. В большинстве участков частиц среднее атомное соотношение Mg:Si:Cu составляет ~(17–18):10:1. Сопоставление элементного состава выделений со стехиометрическим составом различных соединений по научно-техническим литературным данным (табл. 1) показывает, что они наиболее близки к метастабильной β′(Mg_9Si_5)-фазе.

На рис. 3 представлены изображения ПЭМ ВР трех характерных закалочных выделений, а также соответствующие картины Фурье-преобразования и расчетные

электронограммы. Анализ картин Фурье-преобразования показал, что исследованные выделения относятся к фазам с гексагональной кристаллической решеткой (рис. 3, *б*, *в*).

Таблица 2

Результаты рентгеноспектрального микроанализа вдоль линий сканирования закалочных выделений

Спектр	Участок	Расстояние, нм	Содержание элементов (средние значения), % (атомн.)				Mg/Si	Mg:Si:Cu
			Al	Mg	Si	Cu		
Рис. 2, *а*	01	0–100	Основа	15	8	0,8	1,8	18:10:1
	02	100–170		10	6	0,3	1,7	18:10:1
Рис. 2, *в*, *д*	1	0–100		50	30	0,4	1,7	17:10:0
	2	100–200		40	25	4,5	1,5	16:10:2

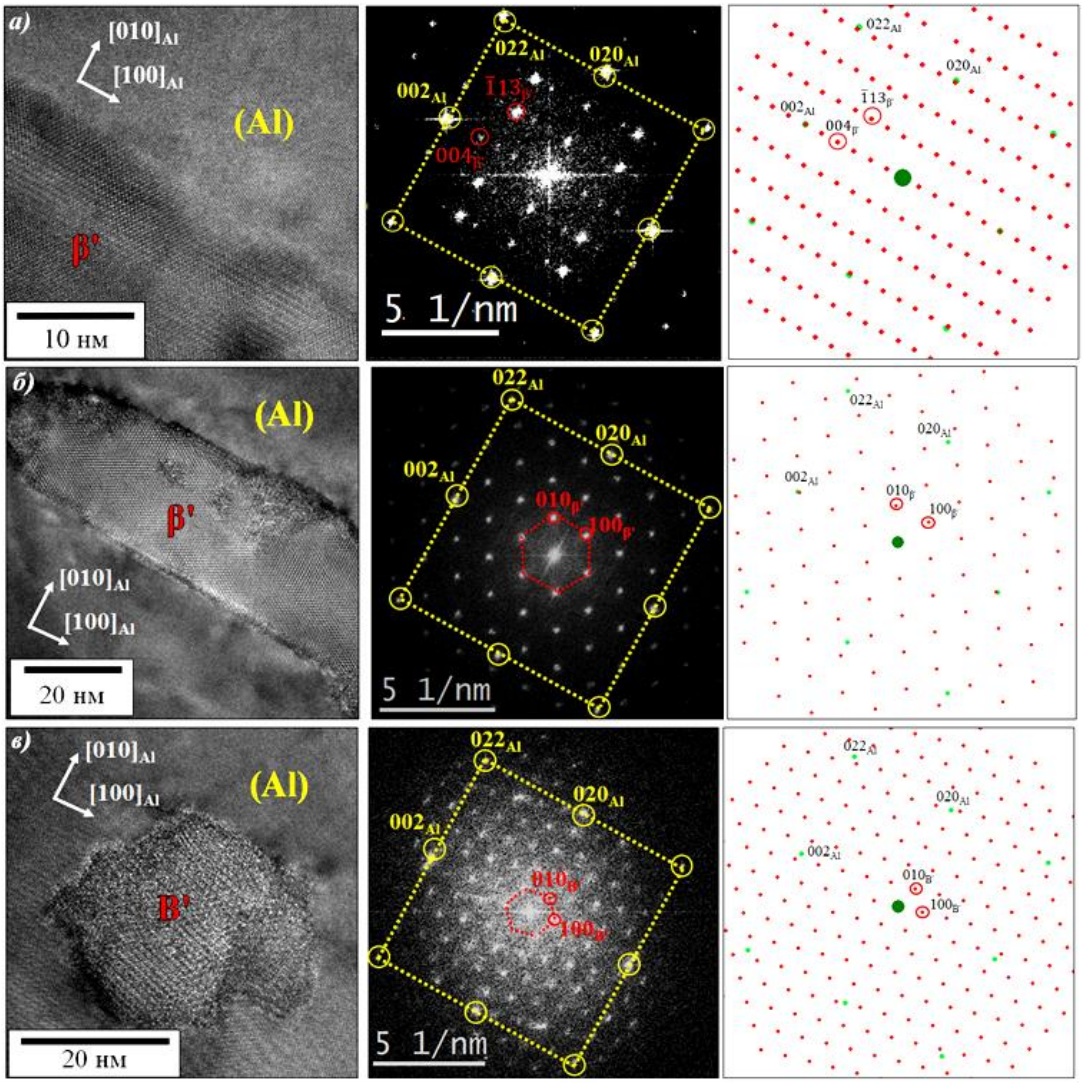


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения высокого разрешения, иллюстрирующие кристаллическое строение закалочных выделений в сплаве В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с, соответствующие картины Фурье-преобразования и расчетные электронограммы (ось зоны <100>$_{Al}$): *а* – участок частицы, расположенной в плоскости снимка (см. рис. 2, *а*); *б* – участок частицы 1 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*); *в* – частица 3 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*)

На основе сравнительного анализа картин Фурье-преобразования с расчетными электронограммами с учетом результатов РСМА установлено, что основная часть частиц имеет параметры, близкие к параметрам β′(Mg_9Si_5)-фазы: *a* = 0,715 нм и *c* = 1,215 нм (рис. 3, *а, б*). Локальное присутствие меди в области таких выделений может быть связано с сегрегацией атомов меди в некоторых зонах частицы и на границах с матрицей. Определенные ориентационные соотношения β′-фазы с алюминиевой матрицей имеют вид: $(001)_{\beta'} \parallel (100)_{Al}$; $[110]_{\beta'} \parallel [010]_{Al}$. Данные ориентационные соотношения несколько отличаются от приводимых в научно-технической литературе для β′-фазы (табл. 1).

Выявлено также, что часть закалочных выделений имеет параметр решетки *a* = 1,04 нм (рис. 3, *в*), что при условии параметра *c* = 0,405 нм (по научно-техническим литературным данным) соответствует B′($Al_3Mg_9Si_7$)- или Q′($Al_5Mg_8Si_6Cu_2$)-фазе. Разделить эти фазы только на основе полученных снимков и картин Фурье-преобразования затруднительно, так как они имеют близкие кристаллические решетки и схожее содержание Mg и Si (табл. 1). Принимая во внимание малое содержание Cu в исследуемом сплаве (0,08 % (атомн.)), ее меньшую диффузионную подвижность по сравнению с Mg и Si, а также данные термодинамического моделирования, полученные ранее в работе [1], выделения данного типа следует преимущественно относить к B′-фазе. Определены следующие ориентационные соотношения B′-фазы с (Al) матрицей: $(001)_{B'} \parallel (100)_{Al}$; $[\bar{1}10]_{B'} \parallel [011]_{Al}$.

При анализе тонкой структуры методом ПЭМ ВР выявлено также, что некоторые закалочные выделения состоят одновременно как из упорядоченных участков β′-фазы, так и из участков, для которых однозначная идентификация кристаллической решетки существенно затруднена: картина Фурье-преобразования характеризуется размытыми или смешанными рефлексами, что указывает на структурную неоднородность (рис. 4). При этом данная неоднородность коррелирует с локальным повышенным содержанием Cu (>2,0 % (атомн.)) по результатам РСМА (рис. 2, *г, д*). На основе научно-технических литературных данных [24–35] можно заключить, что локальное обогащение медью таких областей способствует их фрагментации, т. е. образованию участков с различной кристаллической решеткой. Не исключено, что отдельные фрагменты образованы метастабильными медьсодержащими фазами Q-типа.

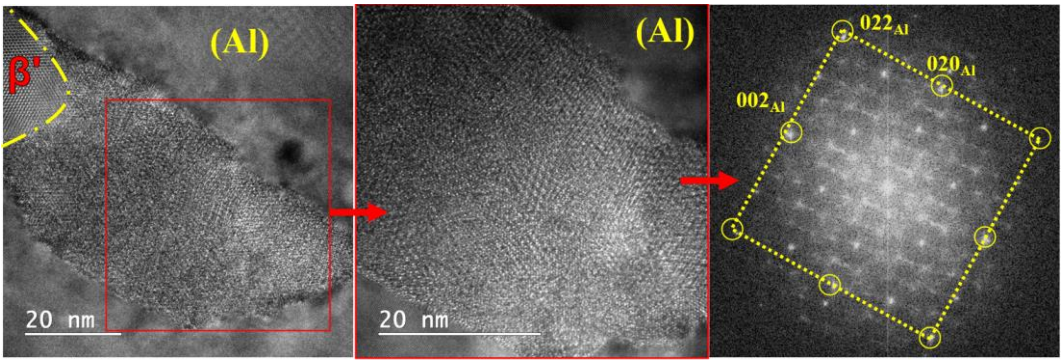


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения, иллюстрирующее кристаллическое строение участка частицы 2 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*), и соответствующая картина Фурье-преобразования

Заключения

Методами ПЭМ ВР, анализа картин Фурье-преобразования и РСМА исследованы закалочные выделения в листовом образце из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si

после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ниже критической скорости) и последующего естественного старения.

Показано, что закалочные выделения образуются преимущественно на поверхности дисперсоидов α-фазы ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$), что указывает на гетерогенный механизм их образования. Выделения имеют стержнеобразную морфологию, содержат Mg и Si при соотношении Mg/Si >1 и соответствуют метастабильным фазам с гексагональной кристаллической решеткой: β′-фазе (Mg_9Si_5) и B′-фазе ($Al_3Mg_9Si_7$), одновременно присутствующих в структуре материала. Определены следующие ориентационные соотношения данных фаз с алюминиевой матрицей: $(001)_{\beta'} \parallel (100)_{Al}$; $[110]_{\beta'} \parallel [010]_{Al}$ и $(001)_{B'} \parallel (100)_{Al}$; $[\bar{1}10]_{B'} \parallel [011]_{Al}$.

Установлено, что в состав закалочных выделений может входить медь в незначительном количестве (до 0,5 % (атомн.)), которая распределяется в них неравномерно. При локальном повышенном содержании Cu >2,0 % (атомн.) в некоторых областях наблюдается структурная неоднородность, что связано с их фрагментацией. Сделано предположение, что единичные выделения или фрагменты, обогащенные медью, относятся к метастабильным фазам Q-типа. В дальнейшем это следует учитывать для понимания влияния малой добавки меди в сплавах серии 6XXX на коррозионное поведение материала, а также на особенности распада твердого раствора при последующем старении.

Результаты работы могут использоваться для уточнения представлений о распаде ПТР в сплавах серии 6XXX, а также при выборе режимов закалочного охлаждения различных изделий из данных сплавов [40, 41]. В частности, полученные данные перспективны для применения при проведении малодеформационной закалки тонкостенных полуфабрикатов и деталей в средах с пониженной охлаждающей способностью с целью снижения коробления по сравнению с традиционной закалкой в холодной воде.

Список источников

1. Бенариеб И., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Шорстов С.Ю. Особенности формирования закалочных выделений в листах из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 53–66. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.
2. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. 2-е изд., доп. и перераб. Киев: Академпериодика, 2003, 567 с.
3. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 40–45.
4. Яшин В.В., Арышенский Е.В., Дриц А.М. и др. Влияние малой степени холодной деформации на упрочнение при искусственном старении листов из сплавов системы Al–Mg–Si // Металловедение и термическая обработка металлов. 2025. № 6 (840). С. 19–27.
5. Бочвар Н.Р., Добаткин С.В., Рыбальченко О.В. и др. Исследование процесса рекристаллизации Al–Mg–Si-сплавов с добавками Sc, Zr, Hf после различных видов холодной деформации // Технология легких сплавов. 2020. № 1. С. 19–27.
6. Бенариеб И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Шорстов С.Ю., Шумейко Р.М. Закалочная чувствительность деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si (обзор) // Труды ВИАМ. 2025. № 2 (144). С. 25–46. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
7. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Кальций как элемент для микролегирования деформируемых алюминиевых сплавов: монография. М.; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. 296 с.
8. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post-β″ phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys // Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. P. 471–478.

9. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy // Acta Materialia. 2024. Vol. 269. P. 119811.
10. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β″ phase in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. P. 3283–3298.
11. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β″ precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy // Scientific Reports. 2019. Vol. 9. No. 1. P. 17446.
12. Vissers R., van Huis M.A., Jansen J. et al. The crystal structure of the β′ phase in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. No. 11. P. 3815–3823.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si(–Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach // Materials Characterization. 2018. Vol. 142. P. 458–469.
14. Sunde J.K., Marioara C.D., Holmestad R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al–Mg–Si(–Cu) alloys // Materials Characterization. 2020. Vol. 160. P. 110087.
15. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements // Advanced Engineering Materials. 2018. Vol. 20. No. 7. P. 1800125.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β-Mg_2Si precipitation in Al–Mg–Si alloys // Materials Transactions. 2001. Vol. 42. No. 12. P. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating // Materials Transactions. 2002. Vol. 43. No. 2. P. 246–255.
18. Газизов М.Р., Боев А.О., Газизова М.Ю., Кайбышев Р.О. Интерметаллидные частицы в Al–Cu–Mg(–Si, –Ag) сплавах – просвечивающая электронная микроскопия атомного разрешения // Тез. докл. междунар. конф. «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии». Томск, 2023. С. 102–103.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 947. P. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 826. P. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys // Materials Transactions. 2011. Vol. 52. No. 5. P. 914–919.
22. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review // Materials. 2023. Vol. 16. P. 4736.
23. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // Journal of Materials Research and Technology. 2023. Vol. 24. P. 6753–6761.
24. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N. et al. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys // Philosophical Magazine. 2007. Vol. 87. No. 23. P. 3385–3413.
25. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy // Archives of Metallurgy and Materials. 2012. Vol. 57. No. 2. P. 458–466.
26. Weng Y., Jia Z., Ding L. et al. The multiple orientation relationships and morphology of β′ phase in Al–Mg–Si–Cu alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2018. Vol. 767. P. 81–89.
27. Chen H., Lu J., Kong Y. et al. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B′ precipitate in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 2020. Vol. 185. P. 193–203.
28. Ding L., Jia Z., Nie J.F. et al. The structural and compositional evolution of precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloy // Acta Materialia. 2018. Vol. 145. P. 437–450.
29. Matsuda K., Uetani Y., Sato T., Ikeno S. Metastable phases in an Al–Mg–Si alloy containing copper // Metallurgical and Materials Transactions A. 2001. Vol. 32. No. 6. P. 1293–1299.
30. Maeda T., Kaneko K., Namba T. et al. Structural and compositional study of precipitates in underaged Cu added Al–Mg–Si alloy // Nature. 2018. Vol. 8. Art. 16629.

31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts // Materials Science and Engineering: A. 2014. Vol. 609. P. 72–79.
32. Gazizov M., Marioara C.D., Friis J. et al. Unique hybrid precipitate structures forming in an Al–Cu–Mg–Si alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 826. Art. 153977.
33. Gazizov M.R., Holmestad R., Marioara C.D., Kaibyshev R.O. Quantitative analysis of {100}Al plate/lath- and <100>Al rod-shaped precipitates in an aged Al–Cu–Mg–Si alloy using TEM // IOP Conference Series: Material Science and Engineering. 2021. Vol. 1014. Art. 012013.
34. Garric V., Colas K., Donnadieu P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 753. P. 253–261.
35. Bartawi E.H., Marioara C.D., Shaban G. et al. Atomic structure of hardening precipitates in Al–Mg–Si alloys: influence of minor additions of Cu and Zn // ACS nano. 2023. Vol. 17. No. 23. P. 24115–24129.
36. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Исследование механизмов упрочнения в сплаве системы Al–Mg–Si–Cu в процессе низкотемпературной термомеханической обработки // Труды ВИАМ. 2021. № 12 (106). С. 14–20. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
37. Бенариеб И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора при закалочном охлаждении листов из алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. № 9. С. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
38. Каблов Е.Н., Дуюнова В.А., Бенариеб И. и др. Особенности распада переохлажденного твердого раствора при закалке листов из высокотехнологичного сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Технология легких сплавов. 2020. № 3. С. 20–33.
39. Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариеб И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). С. 15–24. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
40. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers // Vacuum. 2023. Vol. 215. P. 112303.
41. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 730. P. 317–327.

References

1. Benarieb I., Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Shorstov S.Yu. Features of quench-induced precipitation in sheets of V-1341 aluminum alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 53–66. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.
2. Chuistov K.V. *Aging of Metal Alloys*. 2nd ed., rev. and add. Kyiv: Akademperiodika, 2003, 567 p.
3. Kolobnev N.I., Ber L.B., Khokhlatova L.B., Ryabov D.K. Structure, properties, and application of Al–Mg–Si–(Cu) system alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2011, no. 9, pp. 40–45.
4. Yashin V.V., Aryshenskii E.V., Drits A.M. et al. Effect of a low degree of cold deformation on the strengthening of Al–Mg–Si alloy sheets during artificial aging. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2025, no. 6 (840), pp. 19–27.
5. Bochvar N.R., Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V. et al. Investigation of the recrystallization process in Al–Mg–Si alloys with Sc, Zr, and Hf additions following various types of cold deformation. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 1, pp. 19–27.
6. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Shorstov S.Yu., Shumeyko R.M. Quench sensitivity of wrought heat-treatable aluminum alloys of the Al–Mg–Si system (review). *Trudy VIAM*, 2025, no. 2 (144), pp. 25–46. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.

7. Grushko O.E., Ovsyannikov B.V., Ovchinnikov V.V. *Calcium as an Element for Micro-alloying Wrought Aluminum Alloys*: A Monograph. Moscow; Vologda: Infra-Inzheneriya, 2021, 296 p.
8. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post-β″ phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 471–478.
9. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy. *Acta Materialia*, 2024, vol. 269, p. 119811.
10. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β″ phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, pp. 3283–3298.
11. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β″ precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy. *Scientific Reports*, 2019, vol. 9, no. 1, p. 17446.
12. Vissers R., van Huis M.A., Jansen J. et al. The crystal structure of the β′ phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, no. 11, pp. 3815–3823.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si(–Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach. *Materials Characterization*, 2018, vol. 142, pp. 458–469.
14. Sunde J.K., Marioara C.D., Holmestad R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al–Mg–Si(–Cu) alloys. *Materials Characterization*, 2020, vol. 160, p. 110087.
15. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 7, pp. 1800125.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β-Mg_2Si precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 12, pp. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 2, pp. 246–255.
18. Gazizov M.R., Boev A.O., Gazizova M.Yu., Kaibyshev R.O. Intermetallic particles in Al–Cu–Mg(–Si, –Ag) alloys: atomic-resolution transmission electron microscopy. *Abstracts of the Int. Conf. «Physical Mesomechanics: Materials with a Multilevel Hierarchically Organized Structure and Intelligent Manufacturing Technologies»*. Tomsk, 2023, pp. 102–103.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 947, p. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, p. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys. *Materials Transactions*, 2011, vol. 52, no. 5, pp. 914–919.
22. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 4736.
23. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 6753–6761.
24. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N. et al. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Philosophical Magazine*, 2007, vol. 87, no. 23, pp. 3385–3413.
25. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57, no. 2, pp. 458–466.
26. Weng Y., Jia Z., Ding L. et al. The multiple orientation relationships and morphology of β′ phase in Al–Mg–Si–Cu alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 767, pp. 81–89.
27. Chen H., Lu J., Kong Y. et al. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B′ precipitate in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 2020, vol. 185, pp. 193–203.
28. Ding L., Jia Z., Nie J.F. et al. The structural and compositional evolution of precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 145, pp. 437–450.

29. Matsuda K., Uetani Y., Sato T., Ikeno S. Metastable phases in an Al–Mg–Si alloy containing copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, no. 6, pp. 1293–1299.
30. Maeda T., Kaneko K., Namba T. et al. Structural and compositional study of precipitates in under-aged Cu added Al–Mg–Si alloy. *Nature*, 2018, vol. 8, art. 16629.
31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 609, pp. 72–79.
32. Gazizov M., Marioara C.D., Friis J. et al. Unique hybrid precipitate structures forming in an Al–Cu–Mg–Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, art. 153977.
33. Gazizov M.R., Holmestad R., Marioara C.D., Kaibyshev R.O. Quantitative analysis of {100}Al plate/lath- and <100>Al rod-shaped precipitates in an aged Al–Cu–Mg–Si alloy using TEM. *IOP Conference Series: Material Science and Engineering*, 2021, vol. 1014, art. 012013.
34. Garric V., Colas K., Donnadieu P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 753, pp. 253–261.
35. Bartawi E.H., Marioara C.D., Shaban G. et al. Atomic structure of hardening precipitates in Al–Mg–Si alloys: influence of minor additions of Cu and Zn. *ACS nano*, 2023, vol. 17, no. 23, pp. 24115–24129.
36. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Zaytsev D.V. Investigation of the features of the decomposition of a solid solution during aging of alloys of the Al–Mg–Si–Cu system. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), pp. 12–40. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
37. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Zaitsev D.V. Investigation of the decomposition of a supersaturated solid solution during the quenching of sheets made of an Al–Mg–Si system aluminum alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 9, pp. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
38. Kablov E.N., Duyunova V.A., Benarieb I. et al. Features of the decomposition of a supercooled solid solution during the quenching of sheets made of the advanced Al–Mg–Si system alloy V-1341. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 3, pp. 20–33.
39. 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), pp. 15–24. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
40. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers. *Vacuum*, 2023, vol. 215, p. 112303.
41. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 730, pp. 317–327.

Информация об авторах

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

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

Пучков Юрий Александрович, доцент, к.т.н., МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauman@bmstu.ru

Information about the authors

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

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

Yuri A. Puchkov, Associate professor, Candidate of Sciences (Tech.), Bauman Moscow State Technical University, bauman@bmstu.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; получена после доработки 28.07.2026;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.08.2026.
The article was submitted 17.06.2026; received in revised form 28.07.2026;
approved and accepted for publication after reviewing 03.08.2026.