

Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗАКАЛОЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В ЛИСТАХ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В-1341 СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

И. Бенариев¹, С.В. Сбитнева¹, Д.В. Зайцев¹, С.Ю. Шорстов¹

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

Аннотация. Работа посвящена исследованию закалочной чувствительности листов из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si. Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и дифференциальной сканирующей калориметрии с использованием термодинамического моделирования изучены особенности формирования выделений в сплаве при замедленном закалочном охлаждении (со скоростью меньше критической скорости закалки). Показано, что закалочные выделения образуются на поверхности дисперсоидов α -фазы ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$) в виде крупных стержневых выделений фаз β -типа, при этом в состав некоторых включений может входить медь.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Si, закалочная чувствительность, термодинамическое моделирование, закалочные выделения, дисперсоиды, распад твердого раствора, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия

Для цитирования: Бенариев 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). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.

Scientific article

FEATURES OF QUENCH-INDUCED PRECIPITATION IN SHEETS OF V-1341 ALUMINUM ALLOY OF Al–Mg–Si SYSTEM

I. Benarieb¹, S.V. Sbitneva¹, D.V. Zaytsev¹, S.Yu. Shorstov¹

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

Abstract. This study focuses on the quench sensitivity of sheets made of V-1341 aluminum alloy of the Al–Mg–Si system. Using transmission electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, differential scanning calorimetry, and thermodynamic modeling, some features of precipitate formation during slow quenching (below the critical cooling rate) were examined. It has been determined that quench-induced precipitates form on the surface of α -phase dispersoids ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$) as coarse rod-like precipitates of β -type phases, with some inclusions potentially containing copper.

Keywords: Al–Mg–Si alloys, quench sensitivity, thermodynamic modeling, quench-induced precipitation, dispersoids, solid solution decomposition, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry

For citation: 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), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.

Введение

Важной задачей современного материаловедения является совершенствование деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) (серия 6XXX) и технологии их термической обработки. В России перспективным материалом для применения в авиационной и наземном транспорте является высокотехнологичный сплав В-1341 системы Al–Mg–Si (тип АВ). В настоящее время закалочная чувствительность (зависимость структуры и свойств сплава после старения от скорости предшествующего закалочного охлаждения) для сплава В-1341 исследована недостаточно, что ограничивает технологические возможности для обоснованного выбора режимов закалочного охлаждения изделий из данного сплава с целью снижения их коробления и остаточных напряжений [1–8].

В работе [8] приведен обзор научно-технической литературы в области закалочной чувствительности сплавов серии 6XXX. Замедленная скорость закалочного охлаждения (меньше критической скорости) может приводить к значительному распаду пересыщенного твердого раствора (ПТР) в высокотемпературной области (250–450 °С) с образованием нежелательных крупных выделений фаз β -типа (на основе соединения Mg_2Si) на границах зерен и дисперсоидах, что сокращает долю упрочняющих наночастиц β'' -фазы при последующем старении и приводит к формированию нежелательных зон, свободных от выделений (рис. 1).

При распаде ПТР сплавов серии 6XXX образуются различные метастабильные (промежуточные) фазы β -типа, которые отличаются по составу, кристаллической решетке и морфологии выделений (табл. 1). Согласно современным представлениям, распад ПТР при старении закаленного сплава системы Al–Mg–Si (с малым содержанием Cu) в области температур <250 °С в изотермических условиях происходит в следующей последовательности: ПТР → кластеры Mg, Si → кластеры Mg + Si → зоны Гинье–Престона → β'' → β' , U1, U2, V' → β , Si. При повышенных температурах (>200 °С) выделения могут начинаться с образования метастабильных фаз β -типа, практически миновав стадии формирования зон Гинье–Престона и других промежуточных фаз. В области высоких температур (>450 °С) может сразу образоваться стабильная β -фаза. Следует отметить, что небольшое количество Cu (<0,2 %) в сплаве может привести к образованию медьсодержащих фаз, в первую очередь Q-типа ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), при определенных режимах искусственного старения [6, 9–28].

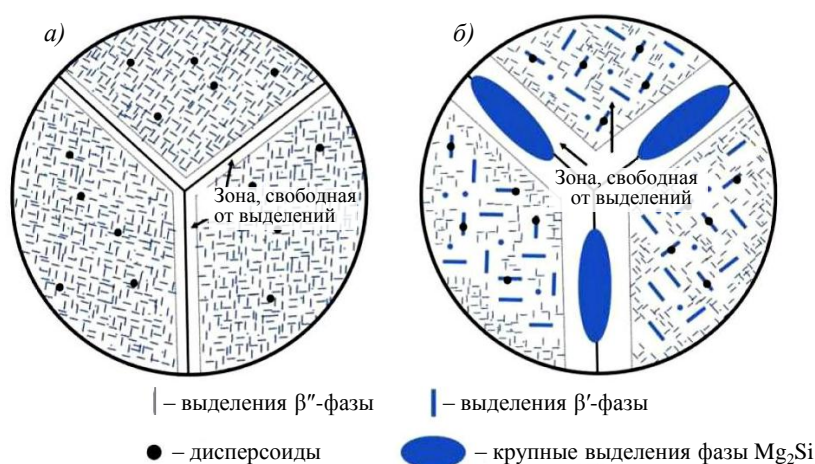


Рис. 1. Схематическое изображение типичной микроструктуры закаленного и искусственно состаренного сплава системы Al–Mg–Si, иллюстрирующее характер выделений в зависимости от условий закалочного охлаждения: а – в воде; б – на воздухе [8, 19]

Таблица 1

Основные фазы β -типа в сплавах системы Al–Mg–Si [6, 9–28]

Фаза	Стехиометрия	Содержание Mg/Si (в фазе), % (атомн.)	Кристаллическая структура (группа)	Параметры решетки				Морфология частиц
				<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	Угол, градус	
				нм				
β''	Mg ₅ Si ₆	0,8–1,2	Моноклинная (C2/m)	1,516	0,405	0,674	105,3 (β)	Иглы
β'	Mg ₉ Si ₅	1,7–1,8	Гексагональная (P6 ₃ /m)	0,715		0,405	120 (γ)	Стержни (иглы)
U1 (A)	Al ₂ MgSi ₂	0,5	Тетрагональная (P3m1)	0,405		0,674	120 (γ)	Иглы
U2 (B)	AlMgSi	1,0	Орторомбическая (Pnma)	0,675	0,405	0,794	–	Стержни
V' (C)	Al ₃ Mg ₉ Si ₇	1,1–1,3	Гексагональная	1,04	–	0,405	120 (γ)	Рейки
β	Mg ₂ Si	2,0	Кубическая (Fm3m)	0,635			–	Пластины

Кристаллическая структура фаз β -типа в сплавах системы Al–Mg–Si, в том числе перспективного сплава В-1341, требует дальнейшего изучения, несмотря на большое количество работ, посвященных этому вопросу. Недостаточно исследованы особенности распада ПТР (морфология, элементный состав и механизм образования фаз) для высокотемпературной области (250–500 °С), в которой образуются закалочные выделения. Сложность понимания фазового состава данных сплавов связана с тем, что условия образования фаз зависят от ряда факторов: химический состав сплава (в частности, содержание Mg, Si, Cu и их соотношение), режим термообработки и структура материала, сформированная в процессе изготовления. Кроме того, современные исследования показывают, что в процессе старения выделения, образующиеся при распаде ПТР, могут одновременно включать фрагменты разных метастабильных фаз, что связано со сложными диффузионными превращениями, проходящими при взаимодействии компонентов на атомарном уровне [9–28].

Решение данной проблемы имеет большую практическую значимость, так как позволит определить наследственное влияние замедленного закалочного охлаждения на кинетику последующего старения, эффект дисперсионного упрочнения сплава и, соответственно, результирующий комплекс служебных характеристик материала.

Цель работы – исследование особенностей формирования закалочных выделений в листах из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si. Работа является продолжением ранее проведенных исследований закалочной чувствительности сплава В-1341 [29, 30].

Материалы и методы

Объектом исследования служили промышленные холоднокатаные листы из сплава В-1341, из которых изготовлены экспериментальные образцы, подвергнутые термической обработке на состояние Т (закалка + естественное старение) или Т1 (закалка + искусственное старение).

Исследование проводили с помощью термодинамического моделирования фазового состава методом CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams), методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Распределение образцов по методам исследования представлено в табл. 2.

Термическую обработку экспериментальных образцов размером 150×30 мм проводили в лабораторных условиях. Обработку на твердый раствор (ОТР) осуществляли при температуре 530 °С с выдержкой в течение 10–15 мин, после которой следовала непрерывная закалка с разными скоростями охлаждения ($V_{\text{охл}}$): 1900 °С/с (в холодной

воде), 10 °С/с (на воздухе), 1 °С/с (на воздухе, при этом образцы были завернуты в асбест). Скорость охлаждения определяли по термопаре типа ХА, установленной на поверхности образцов, с применением записывающего устройства. Данные условия закалочного охлаждения выбраны для достижения разной степени распада ПТР в соответствии с критической скоростью закалки сплава В-1341 ($V_{кр} \approx 10\text{--}15$ °С/с). После закалки одну часть образцов подвергали естественному старению (состояние Т), а вторую – искусственному старению при температуре 170 °С в течение 14 ч (состояние Т1).

Таблица 2

Распределение образцов по исследованиям

Условный номер образца	Закалочное охлаждение	Скорость закалочного охлаждения, °С/с	Состояние	Метод исследований
1	В лабораторных условиях	1900	Т1	ПЭМ
2		10		ПЭМ
3		1		ПЭМ
4		1900	Т	ДСК (нагрев)
5	10	ДСК (нагрев)		
6	В процессе ДСК	0,5	Т	ДСК (охлаждение)
7		0,3		ДСК (охлаждение), затем ПЭМ
8		0,2		ДСК (охлаждение)
9		0,1		ДСК (охлаждение, нагрев)

Примечание. ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия, ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия.

Термический анализ методом ДСК выполнен на высокотемпературном калориметре путем нагрева системы со скоростью 20 °С/мин до температуры 530 °С, затем следовали выдержка в течение 15 мин и охлаждение с заданной скоростью с учетом технических ограничений прибора. Результаты измерений регистрировали с помощью компьютера и представляли в виде ДСК-кривых, отражающих температурную зависимость теплового потока исследуемого образца. Пики на ДСК-кривой показывают, что в материале происходят тепловые эффекты, свидетельствующие о фазовых превращениях: экзотермический тепловой эффект соответствует объединению атомов вещества (выделению); эндотермический – их разъединению (растворению).

Структуру сплава методом ПЭМ изучали на предварительно подготовленной фольге с применением электронных микроскопов при ускоряющем напряжении 200 кВ. Элементный состав структурных составляющих определяли методом РСМА с применением энергодисперсионного спектрометра для ПЭМ. Для получения фольги сначала из исходных заготовок на электроэрозионном станке вырезали образцы в виде дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,5–0,7 мм. Затем диски подвергали механической шлифовке до толщины ~0,1 мм, после чего полученную фольгу утоняли с помощью струйной электролитической полировки в кислотном-спиртовом электролите, охлажденном до –40 °С, до появления отверстия в центре. С целью анализа характера и морфологии выделений применяли светлопольные и темнопольные методики ПЭМ. Для получения изображений и анализа характера выделений частиц фаз β-типа съемку проводили в оси зоны <100>, которая является наиболее информативной при изучении фазового состава сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu).

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

Результаты и обсуждение

Термодинамическое моделирование

Равновесный фазовый состав сплава В-1341 исследован в диапазоне температур от 100 до 700 °С с помощью термодинамического моделирования в специализированном программном обеспечении методом CALPHAD. Согласно результатам расчета (рис. 2), в области температур кристаллизации и гомогенизации слитков (560 °С), а также при температуре ОТР (530 °С) в сплаве присутствуют следующие фазы: алюминиевый твердый раствор (Al), AlCaSi_2 , $\text{Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ (α -фаза). При этом в области температур закалочного охлаждения с 530 до 100 °С количество этих фаз практически не изменяется. Начиная с температуры 519 °С (температура сольвус) образуется фаза Mg_2Si (β), количество которой увеличивается со снижением температуры вплоть до 100 °С и достигает 1,22 % (мольн.).

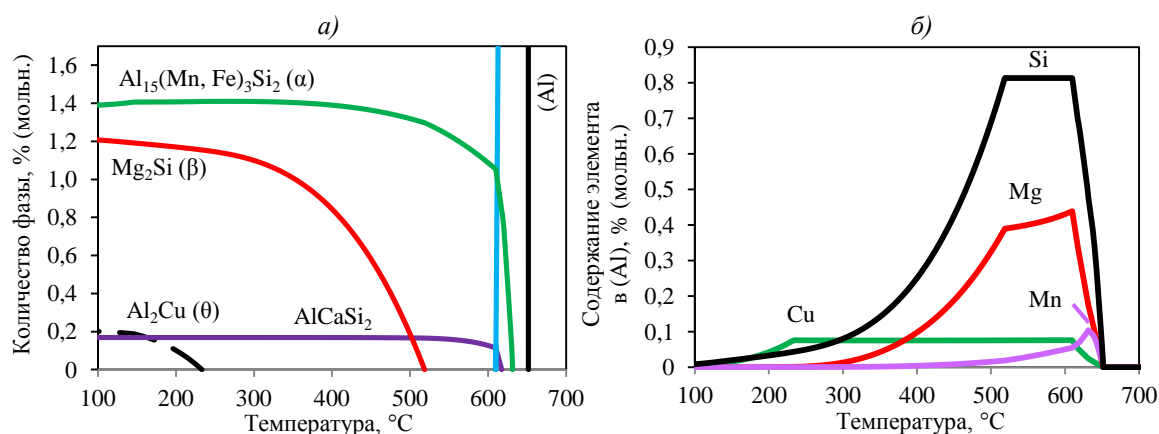


Рис. 2. Расчетный равновесный фазовый состав (а) и содержание элементов в твердом растворе (Al) (б) для исследуемого сплава В-1341 в диапазоне температур от 100 до 700 °С

При выбранной температуре ОТР (530 °С) основные легирующие элементы (Mg, Si), образующие β -фазу при температуре <519 °С, а также Cu должны полностью растворяться в твердом растворе (Al). Содержание элементов в (Al) составляет, % (мольн.): 0,75 – Mg, 0,39 – Si, 0,07 – Cu. При нагреве до температуры ОТР происходит незначительное (до 0,02 % (мольн.)) растворение Mn в (Al). При температуре меньше температуры сольвус (519 °С) твердый раствор обедняется в первую очередь Mg и Si, затем при <233 °С – Cu.

Следует отметить, что основное количество α -фазы в сплаве (1,08 % (мольн.)) образуется при температурах кристаллизации. По мере уменьшения температуры менее температуры солидус (615 °С) количество α -фазы постепенно увеличивается с 1,08 до 1,38 % (мольн.). Следовательно, количество вторичной α -фазы (в виде дисперсоидов), которая формируется при технологических нагревах (гомогенизации, горячей прокатке), теоретически в равновесных условиях невелико и должно составлять 0,30 % (мольн.).

Кроме того, моделирование показало возможное присутствие θ -фазы (Al_2Cu) при температурах <233 °С в незначительном количестве (~0,2 % (мольн.)) по сравнению с β -фазой (~1,2 % (мольн.)). Однако, учитывая относительно низкую диффузионную подвижность атомов Cu в алюминии по сравнению с Mg и Si, медьсодержащая θ -фаза при замедленном закалочном охлаждении и в процессе искусственного старения должна выделяться позже, чем β -фаза, при более равновесных условиях.

Просвечивающая электронная микроскопия

На рис. 3 приведены изображения структуры сплава В-1341-Т1 после непрерывной закалки с разными скоростями охлаждения, полученные с применением стандартных светлопольных и темнопольных методик ПЭМ.

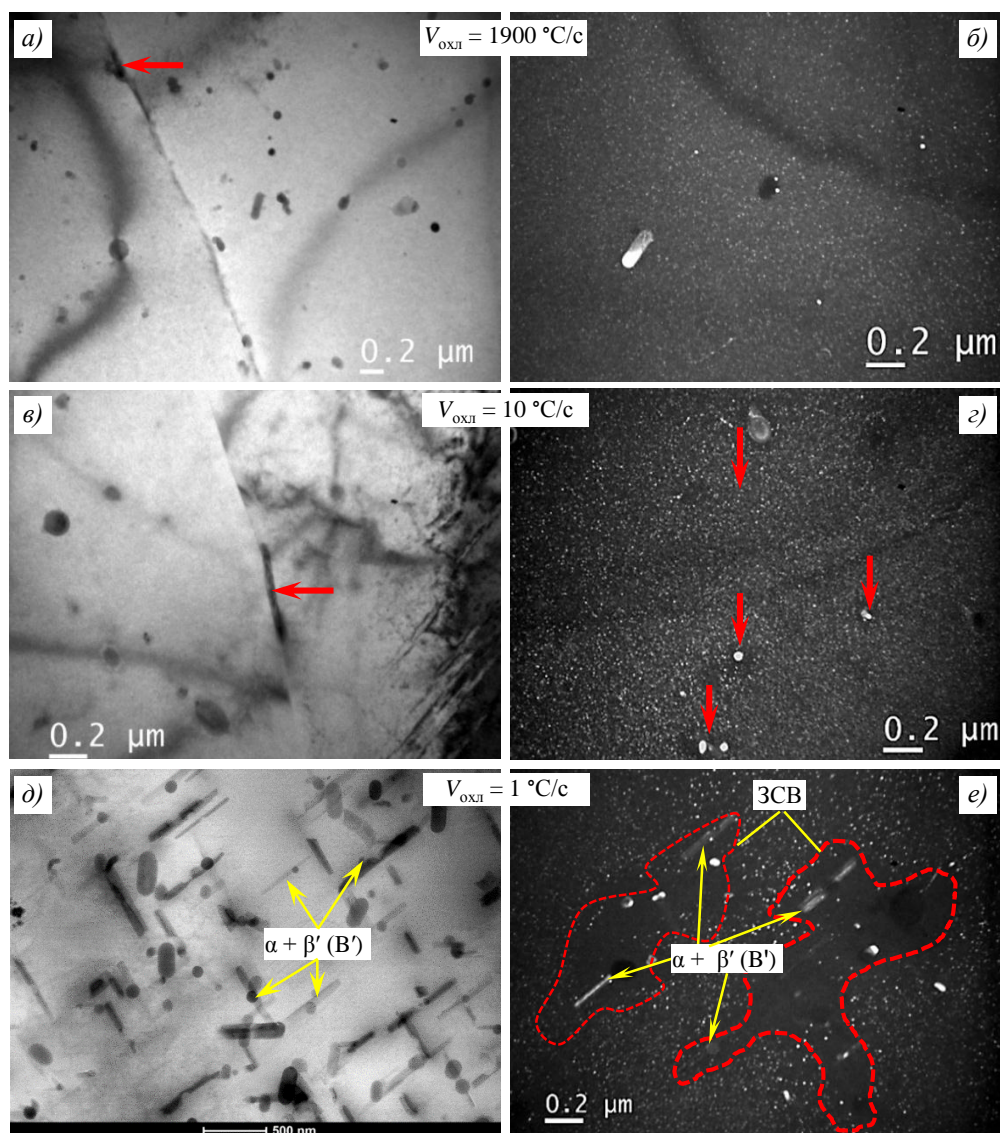


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры сплава В-1341-Т1 (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$) в зависимости от скорости закалочного охлаждения $V_{\text{охл}}$ (стрелками указаны места с выделениями): а, в, д – светлое поле; б, г, е – темное поле. ЗСВ – зоны, свободные от упрочняющих выделений

Структура всех образцов является рекристаллизованной. В твердом растворе присутствуют включения дисперсоидов округлой формы (размером до 300 нм), которые, по данным РСМА, содержат преимущественно Mn и Si, а также Fe в меньшем количестве и Cr в небольшом количестве. Это свидетельствует о принадлежности дисперсоидов к α -фазе ($\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$), наличие которой прогнозируется при моделировании (рис. 2). Вдоль границ зерен в некоторых участках могут присутствовать единичные выделения длиной до 500 нм (рис. 3, а, в). Кроме того, в алюминиевой матрице по всему объему образца выявлены однородно распределенные мелкодисперсные частицы игольчатой формы, расположенные в плоскости снимка или перпендикулярно

ей (в «торец») вдоль взаимно перпендикулярных направлений $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ (рис. 3, б, г, е). Данные частицы принадлежат метастабильной β'' -фазе, которая образовалась при низкотемпературном распаде ПТР в процессе искусственного старения.

Структуры сплава после замедленного закалочного охлаждения на воздухе ($V_{\text{охл}} = 10 \text{ }^\circ\text{C/c}$) и в воде ($V_{\text{охл}} = 1900 \text{ }^\circ\text{C/c}$) аналогичны (рис. 3, а–г), однако можно отметить два отличия. Во-первых, в образце после закалки на воздухе в некоторых местах на дисперсоидах появляются мелкие закалочные выделения, а вокруг образуются небольшие зоны, свободные от упрочняющих выделений. Во-вторых, в этом образце наблюдается повышенная плотность распределения упрочняющих выделений β'' -фазы. Можно предположить, что это связано с частичным низкотемпературным распадом ПТР ($<250 \text{ }^\circ\text{C}$) в процессе замедленного закалочного охлаждения на воздухе, в результате чего образуются мелкие выделения с высокой плотностью распределения (кластеры, зоны Гинье–Престона или зародыши β'' -фазы), которые затем вырастают при искусственном старении.

Закалка с низкой скоростью закалочного охлаждения ($0,3$ или $1 \text{ }^\circ\text{C/c}$) приводит к значительному распаду ПТР с образованием крупных закалочных выделений (рис. 3, д, е), содержащих Mg и Si, а также Cu в малом количестве в некоторых частицах (рис. 4). Вероятно, крупные темные выделения длиной $\sim 500 \text{ нм}$ с соотношением Mg/Si, равным 2, принадлежат равновесной β -фазе (Mg_2Si), а темно-серые выделения длиной до 300 нм с соотношением Mg/Si до $1,8$ – метастабильным β' -фазе (Mg_9Si_5) или B' -фазе ($\text{Al}_3\text{Mg}_9\text{Si}_7$), что согласуется с результатами моделирования (рис. 2) и данными научно-технической литературы.

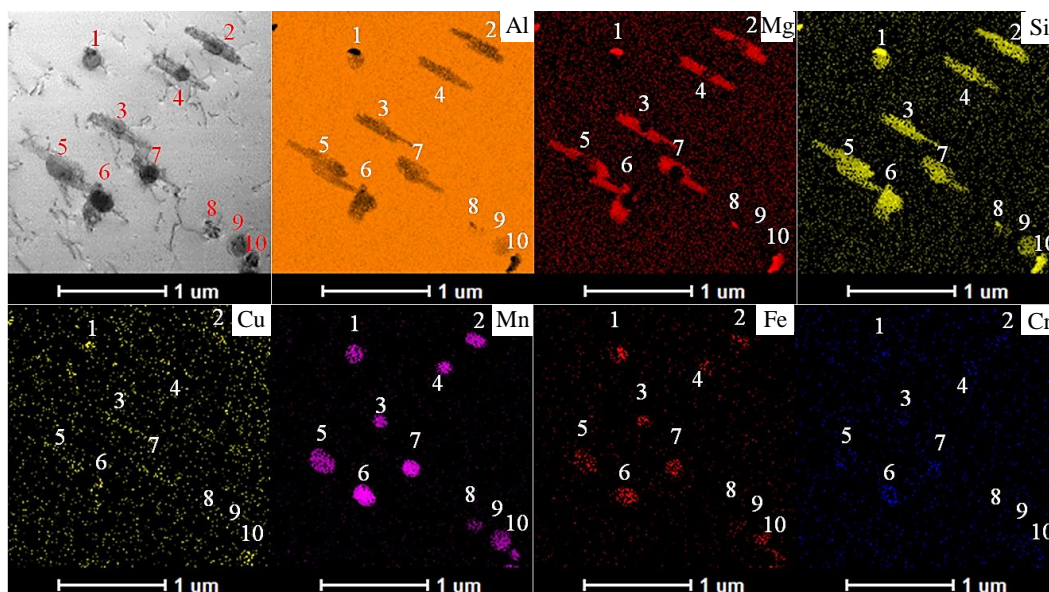


Рис. 4. Карта распределения элементов в структуре сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью $0,3 \text{ }^\circ\text{C/c}$, иллюстрирующая состав выделений (1–10)

Закалочные выделения β' (B')-фазы зарождаются в первую очередь на поверхности дисперсоидов α -фазы, затем по мере роста коагулируют в отдельные более крупные конгломераты. Как правило, данные выделения имеют форму продолговатых стержней, расположенных симметрично на дисперсоидах и ориентированных преимущественно в направлении $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$, вдоль которого происходит их рост. Это приводит к обеднению прилегающих участков ПТР и затем к образованию зон, свободных от выделений, образующихся при старении. Наблюдаются увеличение размеров упрочняющих частиц и снижение плотности их выделения по сравнению с образцом, закаленным в воде или на воздухе.

Для образца из сплава В-1341-Т после закалочного охлаждения с низкой скоростью ($V_{\text{охл}} = 0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) из характерной дифракционной картины на электронограмме (рис. 5) следует, что обнаруженные закалочные выделения на дисперсоидах соответствуют метастабильным фазам β -типа (вероятно, β' - или B' -фазе).

Однако по рефлексам, наблюдаемым на рис. 5, б, однозначная идентификация принадлежности выделений к конкретной фазе затруднена. Это связано с тем, что рефлексы метастабильных β' - и B' - фаз могут иметь близкие положения, особенно в области малых углов отклонения. Перекрытие рефлексов от разных фаз также может быть связано с наложением вкладов множества частиц. Наличие пересекающихся или совпадающих рефлексов существенно осложняет корректную расшифровку фазы на основе одной только электронной дифракции и требует привлечения дополнительных методов анализа, например ПЭМ высокого разрешения и Фурье-преобразования, которые являются эффективными инструментами для достижения этой цели [31, 32].

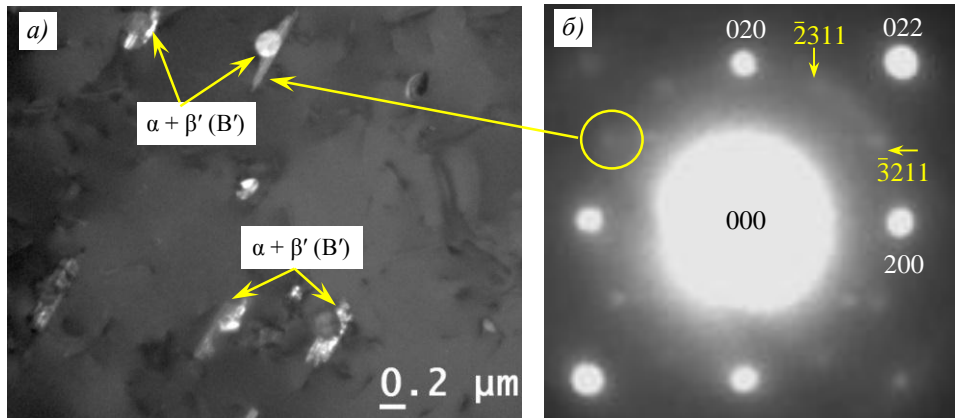


Рис. 5. Темнопольное изображение структуры сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ (а) и соответствующая электронограмма (б) (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$)

В структуре сплава В-1341 после замедленного закалочного охлаждения ($V_{\text{охл}} \leq 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) значительного количества закалочных выделений на границах зерен не выявлено (рис. 6, а). На некоторых участках на границе зерна присутствуют крупные включения размером $\sim 200 \times 1000 \text{ нм}$, форма которых характерна для равновесной β -фазы (рис. 6, б, в). Включения β -фазы единичны и встречаются в объеме или на границах зерен, а выделения β' (B')-фаз присутствуют в основном на дисперсоидах.

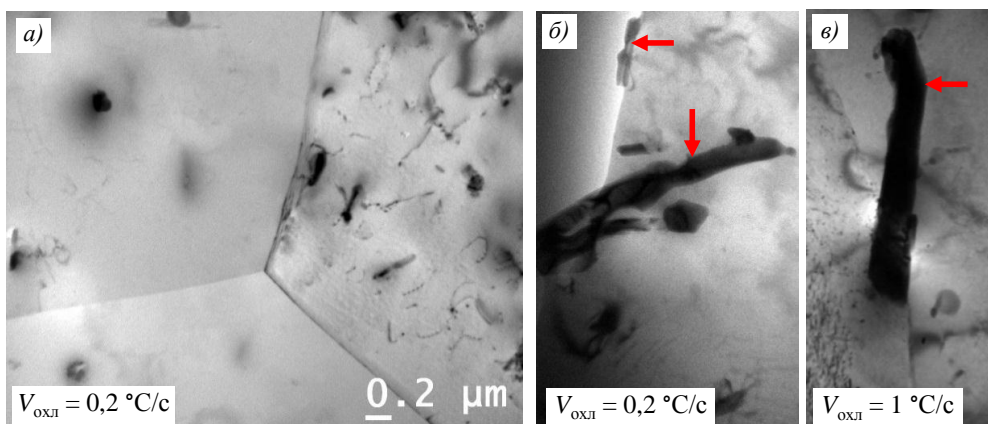


Рис. 6. Характер закалочных выделений по границам зерен в структуре сплава В-1341 после замедленного закалочного охлаждения (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$): а – тройной стык (выделения отсутствуют); б, в – выделения β -фазы

Термический анализ

На рис. 7, а приведены ДСК-кривые при нагреве образцов из сплава В-1341, закаленных с разными скоростями. В закаленных сплавах при нагреве (кривые 2 и 3) происходит экзотермическая реакция в температурном диапазоне от 200 до 350 °С (температура пика 280–290 °С), свидетельствующая о выделении метастабильных β'' - и β' (В')-фаз. Таким образом, это подтверждает способность сплава закаливаться на воздухе, что согласуется с результатами ПЭМ (рис. 3, з). Кроме того, наблюдаются тепловые эффекты в температурном диапазоне от 450 до 550 °С, которые предположительно можно разделить на две реакции: экзотермический (450–510 °С) и эндотермический пики (510–550 °С), соответствующие сначала выделению, а затем растворению равновесной β -фазы.

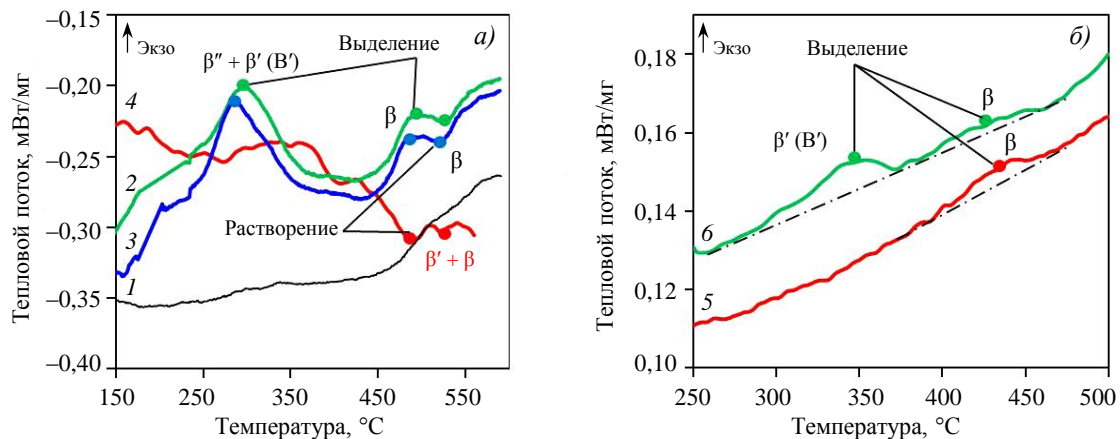


Рис. 7. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии листов из сплава В-1341, полученные при нагреве (а) и охлаждении с температуры 530 °С (б) со скоростью 1900 (2), 10 (3), 0,1 (4, 5) и 0,2 °С/с (6). 1 – исходное (полунагартованное) состояние Н2; 2–4 – состояние Т

Для определения температурного интервала образования закалочных выделений, обнаруженных методом ПЭМ, провели ДСК-анализ, который заключался в нагреве сплава до температуры 530 °С, выдержке и последующем замедленном закалочном охлаждении ($V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}$) (рис. 7, б). На ДСК-кривых при охлаждении установлены два экзотермических пика, соответствующих высоко- и низкотемпературной реакциям. На основе результатов моделирования и ПЭМ можно заключить, что эти реакции соответствуют выделению фаз β -типа. По-видимому, высокотемпературная реакция соответствует образованию стабильной β -фазы, а низкотемпературная – метастабильной β' (В')-фазы, что согласуется с моделированием (рис. 2), результатами ПЭМ и данными научно-технической литературы [8]. При меньших скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} < 0,1$ °С/с) доминирует высокотемпературная реакция выделения β -фазы в температурном диапазоне от ~450 до 375 °С. При более высоких скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} > 0,1$ °С/с) выделение стабильной β -фазы подавляется и происходит преимущественное образование метастабильной β' (В')-фазы в температурном диапазоне от 375 до ~300 °С. При этом по расположению пиков выделений видно, что наиболее интенсивный распад наблюдается при температурах от 365 до 340 °С.

Последствия частичного распада ПТР при замедленном закалочном охлаждении можно проследить на ДСК-кривых при нагреве закаленного сплава. На ДСК-кривой 4 (рис. 7, а) видно, что при нагреве образца, которому предшествовало закалочное охлаждение с температуры 530 °С со скоростью 0,1 °С/с, выделение метастабильных

(упрочняющих) β'' - и β' -фаз явно не выражено, по сравнению с ДСК-кривыми 2 и 3. При этом на ДСК-кривой 4 наблюдается большой тепловой эффект от эндотермической реакции. Таким образом, из этого следует, что в данном образце имеется большее количество закалочных выделений фаз β -типа, сформированных при предшествующем охлаждении.

Заключения

Моделирование равновесного фазового состава исследуемого сплава В-1341 показало, что в области температур закалочного охлаждения (с 530 до 290 °С) наиболее вероятно выделение фаз β -типа (на основе соединения Mg_2Si). Расчет также показал, что сплав в большом количестве содержит фазу $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ (α).

Методами ПЭМ и РСМА показано, что распад ПТР при замедленном закалочном охлаждении ($V_{охл} < V_{кр}$) сплава В-1341 реализуется по гетерогенному механизму преимущественно на поверхности дисперсоидов α -фазы в виде крупных стержневых выделений, содержащих Mg и Si с разным соотношением, что соответствует β' (Mg_9Si_5)- или B' ($Al_3Mg_9Si_7$)-фазам. При этом в состав некоторых частиц может входить медь. Таким образом, подтверждено, что дисперсоиды, содержащие Mn и Fe, в сплавах системы Al–Mg–Si провоцируют распад твердого раствора при замедленном закалочном охлаждении, значительно повышая закалочную чувствительность сплава.

Рост закалочных выделений происходит в твердом растворе преимущественно в направлениях $\{100\}$ и приводит к их срастанию в более крупные образования, а также к обеднению твердого раствора, что обуславливает при последующем старении уменьшение доли и плотности образования упрочняющих частиц β'' -фазы, увеличение их размеров и неоднородность распределения в матрице.

Методом ДСК выявлено, что интенсивный распад ПТР сплава В-1341 реализуется в температурном интервале от 450 до 300 °С. При скоростях закалочного охлаждения $<0,1$ °С/с наблюдается преимущественное выделение стабильной β -фазы в интервале температур от ~ 450 до 375 °С, а при скоростях охлаждения $>0,3$ °С/с – метастабильной β' (B')-фазы в интервале от 375 до 300 °С. Наименьшая устойчивость твердого раствора сплава наблюдается при температурах 340–365 °С.

В будущих работах планируется более подробно изучить кристаллическую структуру обнаруженных закалочных выделений методом ПЭМ высокого разрешения с применением Фурье-преобразования.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [33, 34].

Список источников

1. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов / под ред. Е.Н. Каблова. М.: АПРАЛ, 2020. 551 с.
2. Остерманн Ф. Технология применения алюминия. М.: АПРАЛ, 2019. 872 с.
3. Lumley R. Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018. 578 p.
4. Бенариев И., Бер Л.Б., Антипов К.В., Сбитнева С.В. Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu). Часть 1 (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 14–22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
5. Овчинников В.В. Перспективы развития высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов для сварных конструкций. Часть 2 // Машиностроение и инженерное образование. 2017. № 3. С. 22–39.

6. 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.
7. Нефедова Ю.Н., Шляпникова Т.А., Иванов А.Л., Сидельников В.В. Методы снижения остаточных напряжений при закалке высокопрочных алюминиевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2023. № 7 (125). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
8. Бенариев 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). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
9. 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.
10. 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.
11. 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.
12. 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.
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. 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.
15. 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.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β-Mg₂Si 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. Garric V., Colas K., Donnadiou 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.
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. Strobel K. Quench Sensitivity in 6xxx Series Aluminium Alloys: A Thesis Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy. Clayton: Monash University, 2013. 223 p.
23. 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.
24. 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.
25. 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.

26. 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.
27. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement // *Thermochimica Acta*. 2024. Vol. 739. P. 179815.
28. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening // *Materials & Design*. 2015. Vol. 76. P. 117–129.
29. 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.
30. Пучков Ю.А., Полянский В.М., Седова Л.А. Исследование влияния режимов изотермической закалки на структуру и свойства алюминиевого сплава В-1341Т // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. № 2. С. 13–19.
31. 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). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
32. 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). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
33. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
34. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: APRAL, 2020, 551 p.
2. Ostermann F. *Technology of aluminum application*. Moscow: APRAL, 2019, 872 p.
3. Lumley R. *Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018, 578 p.
4. Benarieb I., Ber L.B., Antipov K.V., Sbitneva S.V. Trends in development of wrought alloys of Al–Mg–Si–(Cu) system. Part 1 (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 14–22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
5. Ovchinnikov V.V. Prospects for the Development of High-Tech Deformable Aluminum Alloys for Welded Structures. Part 2. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovaniy*, 2017, no. 3, pp. 22–39.
6. 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.
7. Nefedova Yu.N., Shlyapnikova T.A., Ivanov A.L., Sedelnikov V.V. Methods for reducing residual stresses during hardening of high-strength aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
8. 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), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
9. 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.

10. 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.
11. 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.
12. 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, art. 17446.
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. 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.
15. 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.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β -Mg₂Si 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. 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.
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. Strobel K. *Quench Sensitivity in 6xxx Series Aluminium Alloys: A Thesis Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy*. Clayton: Monash University, 2013, 223 p.
23. 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.
24. 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.
25. 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, pp. 112303.
26. 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.
27. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement. *Thermochimica Acta*, 2024, vol. 739, p. 179815.
28. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening. *Materials & Design*, 2015, vol. 76, pp. 117–129.
29. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Zaitsev D.V. Study of the decomposition of a supersaturated solid solution during quench cooling of sheets of aluminum alloy of the Al–Mg–Si system. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 9, pp. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
30. Puchkov Yu.A., Polyansky V.M., Sedova L.A. Study of the influence of isothermal quenching modes on the structure and properties of aluminum alloy B-1341T. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2019, no. 2, pp. 13–19.

31. 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. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 12, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
32. 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), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
33. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
34. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

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

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

Шорстов Сергей Юрьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Sergey Yu. Shorstov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.06.2025.
The article was submitted 05.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 27.06.2025.