

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА
ПРИ ЗАКАЛОЧНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ЛИСТОВ
ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

© 2023 г. И. Бенариев^{а, *}, Ю. А. Пучков^б, С. В. Сбитнева^а, Д. В. Зайцев^а

^аНИЦ “Курчатовский институт” – ВИАМ, ул. Радио, 17, Москва, 105005 Россия

^бМГТУ им. Н.Э. Баумана, ул. 2-я Бауманская, 5, Москва, 105005 Россия

*e-mail: benar1294@gmail.com

Поступила в редакцию 18.05.2023 г.

После доработки 08.07.2023 г.

Принята к публикации 14.07.2023 г.

Приведены результаты исследования устойчивости пересыщенного твердого раствора (ПТР) при различных режимах закалки листов из термически упрочняемого алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si с малой добавкой меди (Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu). Образцы подвергали изотермической или непрерывной закалке с разной скоростью закалочного охлаждения, после чего проводили искусственное старение при температуре 170°C. Из результатов термодинамического моделирования равновесного фазового состава сплава установлено, что для области температур от 300 до 530°C наиболее вероятно присутствие β-фазы (Mg₂Si). С применением просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа установлено, что при закалке распад ПТР приводит к выделению нежелательных крупных частиц метастабильных фаз β-типа или равновесной β-фазы. Зарождение выделений реализуется в виде стержнеобразных частиц по гетерогенному механизму преимущественно на поверхности дисперсоидов α-фазы (Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂), которые таким образом значительно повышают закалочную чувствительность сплава. Образование указанных выделений при низкой скорости закалки обуславливает при последующем старении уменьшение доли и плотности образования упрочняющих частиц β"-фазы, а также приводит к увеличению их размеров и неоднородности распределения в алюминиевой матрице, что снижает потенциал дисперсионного упрочнения при старении и коррозионную стойкость материала.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Si, закалка, старение, скорость закалки, устойчивость твердого раствора, фазовый состав, дисперсоид, фазовое превращение, просвечивающая электронная микроскопия

DOI: 10.31857/S0015323023600843, EDN: YYQCFR

ВВЕДЕНИЕ

Деформируемые алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Si–(Cu) (серия бxxx) остаются одними из востребованных материалов в различных отраслях промышленности [1, 2]. Важной задачей при производстве изделий из термически упрочняемых алюминиевых сплавов является выбор режима закалочного охлаждения [3–9]. Низкая скорость закалки (ниже критической) Al–Mg–Si сплавов, в частности, может иметь место при закалке в воду полуфабрикатов с большой толщиной стенки (плит, поковок, штамповок) или при закалке на воздухе профилей после горячего прессования [3]. Кроме того, условия закалки могут реализовываться при охлаждении на воздухе паяных соединений от температуры пайки, а также при охлаждении металла в зоне термического влияния сварного шва. Образующиеся при замед-

ленном закалочном охлаждении выделения могут негативно влиять на механические свойства и коррозионную стойкость сплава после старения, в связи с чем закалочная чувствительность сплавов серии бxxx является важным предметом исследований за рубежом [6–9].

Выбор режима закалки определяется на основе данных об устойчивости пересыщенного твердого раствора (ПТР) сплава [3–5]. На сегодняшний день распад ПТР сплавов системы Al–Mg–Si достаточно хорошо исследован при нагреве закаленного сплава до температур 250°C, при которых проводят старение. Однако вопрос особенностей распада ПТР при закалочном охлаждении для высокотемпературной области (250–500°C) недостаточно изучен. По литературным данным для данного температурного интервала характерно образование различных промежуточных фаз β-типа (Mg₂Si) (табл. 1), которые имеют разный со-

Таблица 1. Данные об основных фазах β -типа в сплавах системы Al–Mg–Si [3, 6, 10, 11]

Фаза	Стехиометрия	Mg/Si (в фазе)	Кристаллическая структура (группа)	Параметры решетки				Морфология частиц	Ориентировоч- ный размер частиц
				a, нм	b, нм	c, нм	Угол, град		
β''	Mg ₅ Si ₆	0.8–1.2	Моноклинная (C2/m)	1.516	0.405	0.674	105.3 (β)	Иглы	~4 × 4 × 50 нм
β'	Mg ₉ Si ₅	1.7–1.8	Гексагональная (P6 ₃ /m)	0.715		0.405	120 (γ)	Стержни	~20 × 20 × 500 нм
V'	Al ₃ Mg ₉ Si ₇	1.1–1.3	Гексагональная	1.04		0.405	120 (γ)	Рейки	–
U1	Al ₂ MgSi ₂	0.5	Тетрагональная (P3m1)	0.405		0.674	120 (γ)	Иглы	–
U2	AlMgSi	1.0	Орторомбиче- ская (Pnma)	0.675	0.405	0.794	–	Стержни	–
β	Mg ₂ Si	2.0	Кубическая (Fm3m)	0.635		–	–	Пластины	Более 1 мкм

став, кристаллическую решетку, характер выделения в структуре [3, 6–8]. Кроме того, условия образования промежуточных фаз могут зависеть от химического состава сплава, в частности от содержания магния и кремния в сплаве и их соотношения [5, 6].

Цель настоящей работы заключалась в исследовании особенностей распада ПТР в зависимости от режима закалки на примере сплава Al–0.6Mg–1.0Si с малой добавкой меди.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследования служили холоднокатаные листы из сплава марки В-1341 системы Al–Mg–Si, изготовленные в промышленных условиях, после закалки в селитровой ванне, правки растяжением и длительного естественного старения. Фактический химический состав сплава (мас. %): 0.6 Mg; 1.0 Si; 0.2 Cu; 0.3 Mn; 0.2 Fe; 0.1 Ca; Al – осн. (далее по тексту обозначение сплава – Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu). Соотношение магния к кремнию Mg/Si (в ат. %) составило 0.7. Таким образом, данный сплав имел избыток кремния относительно квазибинарного сечения Al–Mg₂Si.

Для исследований использовали образцы в виде пластинок размером 150 × 30 мм, на которых проводили повторную закалку (перезакалку). Первую часть образцов подвергали изотермической закалке, вторую часть образцов – непрерывной закалке. Нагрев до температуры 530°C проводили для обработки на твердый раствор в печах сопротивления, выдержка составляла 10 мин. После выдержки первую часть образцов с целью изотермической закалки быстро переносили в соляную ванну шахтной печи сопротивления, где под-

держивалась одна из температур: 250 или 350°C; продолжительность выдержки в ванне выбирали равной 5, 80, 1280 с; после выдержки образцы охлаждали в воде при комнатной температуре. На второй части образцов проводили непрерывную закалку либо в воде, либо в асбесте на воздухе до комнатной температуры, при этом в садке на одном из образцов устанавливали термометр с целью определения скорости охлаждения при закалке. Средняя скорость закалки образца, завернутого в асбест и охлажденного на воздухе, составила 0.83 К/с (50 К/мин). После закалки все образцы незамедлительно помещали в сушильный шкаф на искусственное старение при температуре 170°C в течение 14 ч в воздушной атмосфере.

Микроструктуру сплава исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с применением энергодисперсионного спектрометра для рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). ПЭМ-исследования проводили на микроскопах JSM 2000-EX, JEM 200CX и Тесна G2 F20. Для определения равновесного фазового состава сплава использовали программу Thermo-Calc версии 6.1 (база данных TTAL8). Постоянными задали следующие параметры системы: давление – 1 атм, количество сплава – 1 моль, фактический химический состав сплава, указанный выше.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Климатические испытания” НИЦ “Курчатовский институт” – ВИАМ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно результатам термодинамического моделирования равновесного фазового состава

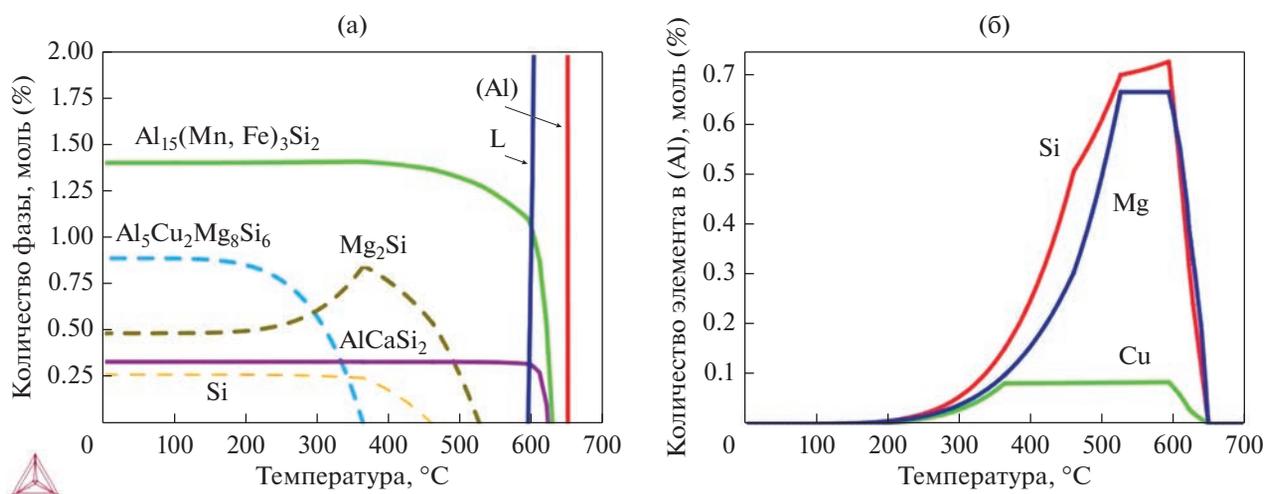


Рис. 1. Равновесный фазовый состав и содержание элементов в твердом растворе для сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu–0.3Mn–0.2Fe–0.1Ca в диапазоне температур от 0 до 700°C (Thermo-Calc).

(рис. 1а) в области температур кристаллизации, гомогенизации (560°C) и обработки на твердый раствор (530°C) в сплаве присутствуют следующие фазы: алюминиевый твердый раствор (Al), $AlCaSi_2$, $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ (α -фаза). Для области температур 20–530°C количество этих фаз практически не изменяется. При этом в равновесных условиях присутствуют низкотемпературные фазы Mg_2Si (β), $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ (Q) и Si, количество которых увеличивается со снижением температуры. Следовательно, эти фазы могут образовываться в ходе замедленного охлаждения от температуры закалки.

Из расчетов также следует (рис. 1б), что при выбранной температуре обработки на твердый раствор (530°C) легирующие элементы (магний, кремний, медь), образующие фазы при низких температурах Mg_2Si (β), $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ (Q) и Si, полностью растворяются в (Al). При снижении температуры нагрева твердый раствор обедняется, в первую очередь, магнием и кремнием, затем ниже температуры 360°C – медью.

Диффузионная подвижность атомов меди в алюминии наименьшая по сравнению с магнием и кремнием, что должно обуславливать более высокое значение инкубационного периода для образования Q-фазы с течением времени [11]. Соответственно, в процессе замедленного закалочного охлаждения или при искусственном старении медьсодержащая Q-фаза должна выделяться позже, чем β -фаза. Кроме того, из литературы известно, что в Al–Mg–Si-сплавах при распаде ПТР выделение фазы кремния образуются в последнюю очередь [3, 6]. Таким образом, в области температур охлаждения при закалке (от 530 до 290°C) наиболее вероятно выделение фаз β -типа.

На рис. 2 представлены изображения (РЭМ) типичной структуры листов сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu в исходном состоянии. Структура листов рекристаллизованная, мелкозернистая со средним размером зерна 30–50 мкм. В алюминиевом твердом растворе наблюдаются мелкие (не более 20 мкм) включения интерметаллидных фаз (рис. 2а). Методом РСМА подтверждено присутствие в сплаве α -фазы кристаллизационного происхождения в виде крупных светлых включений размером ~10 мкм, равномерно распределенных по объему материала (рис. 2б). Следует отметить, что согласно расчетам в программе Thermo-Calc (рис. 1а), количество первичной α -фазы в сплаве должно составлять 1.0% моль, а вторичной α -фазы (дисперсоидов), образующейся при гомогенизации и технологических нагревах, – 0.4% моль.

Результаты выявления тонкой структуры листов после непрерывной закалки в воду и искусственного старения приведены на рис. 3. Структура материала является рекристаллизованной, в твердом растворе на основе алюминия присутствуют включения дисперсоидов округлой формы (размером до 300 нм), которые по данным РСМА содержат Mn, Si, Mg, Fe, что соответствует α -фазе, наличие которой прогнозируется при расчете в программе Thermo-Calc (рис. 1).

Кроме того, в алюминиевой матрице по всему объему образца выявлены однородно распределенные мелкодисперсные частицы игольчатой формы (рис. 3в), расположенные в плоскости снимка или в “торец” вдоль взаимно перпендикулярных направлений $\langle 100 \rangle_{Al}$. Наличие контраста вдоль оси иголок является признаком их когерентности с матрицей. Размер, форма поперечного сечения, а также угол между гранями (~105°) свидетельствует об их принадлежности к метаста-

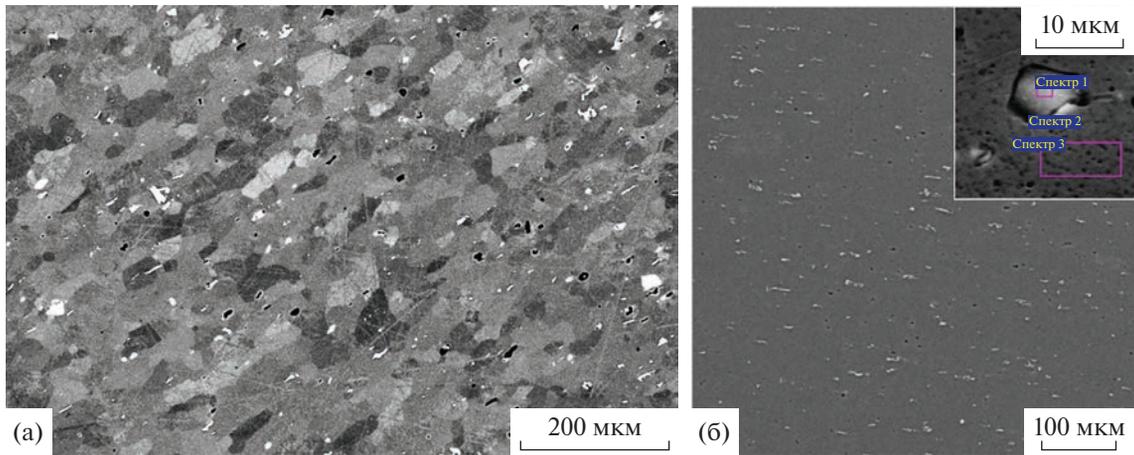


Рис. 2. Типичная микроструктура листов из сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu (РЭМ) в исходном состоянии: а – изображение зеренной структуры после травления в растворе Келлера; б – изображение структуры без травления и участок для РСМА.

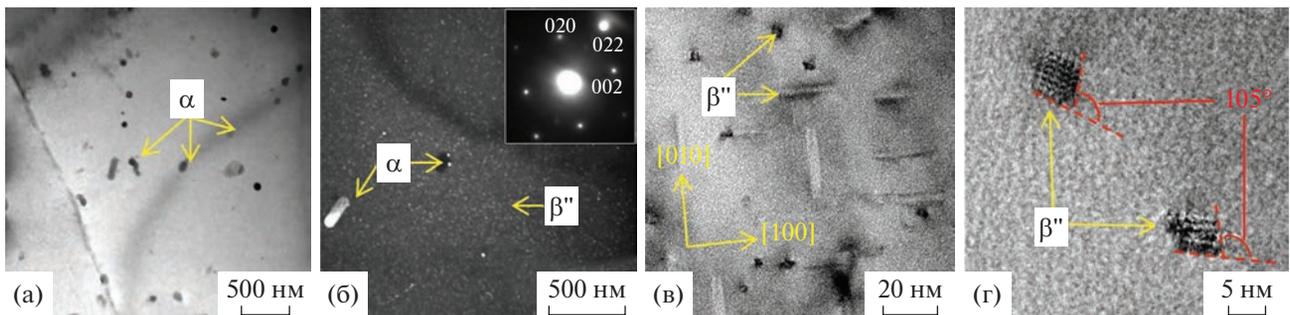


Рис. 3. Тонкая структура листов сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$) после непрерывной закалки в воду и искусственного старения при температуре 170°C в течение 14 ч (ПЭМ): а – вид дисперсоидов в матрице (светлое поле); б – вид мелкодисперсных выделений упрочняющих частиц, расположенных в торец (темное поле); в, г – вид упрочняющих частиц при высоком разрешении.

бильной β'' -фазе (табл. 1, рис. 3в, 3г). Как известно, в сплавах Al–Mg–Si эти частицы формируются при искусственном старении, обеспечивая дисперсионное упрочнение материала [10–14].

В отличие от образцов, подвергнутых непрерывной закалке в воде, в образцах после изотермической закалки обнаружены крупные стержнеобразные выделения (рис. 4), которые расположены внутри зерна преимущественно по ортогональным направлениям $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ на поверхности дисперсоидов. По данным РСМА эти выделения содержат магний и кремний (рис. 4б), при этом в окружающих их участках твердого раствора наблюдаются области, обедненные этими элементами, о чем также свидетельствует отсутствие упрочняющих частиц в этих зонах (рис. 4г).

Из результатов РСМА (рис. 4б) и моделирования в программе Thermo-Calc (рис. 1) следует, что указанные выше выделения образовались при закалке и соответствуют фазам β -типа. В частности,

по результатам элементного анализа выделений, образовавшихся в образце после изотермической закалки с малой выдержкой (5 с) при температуре 350°C, соотношение Mg/Si составляет менее 2 (рис. 4б), что согласно литературным данным свидетельствует об их принадлежности к метастабильным β' -фазе (Mg/Si \sim 1.7) или β'' -фазе (Mg/Si \sim 1).

Известно, что наличие даже малого содержания (десятые доли процента) переходных металлов (марганца, железа) в алюминиевых сплавах существенно снижает устойчивость ПТР во время охлаждения при закалке ввиду облегченного образования выделений на поверхности включений, содержащих эти элементы [3–7, 9], что подтверждено в данной работе. Преимущественно гетерогенный механизм образования выделений на дисперсоидах наблюдается для обеих рассмотренных температур (250 и 350°C) изотермической выдержки (рис. 4). Однако при температуре 250°C крупные выделения могут также образовываться

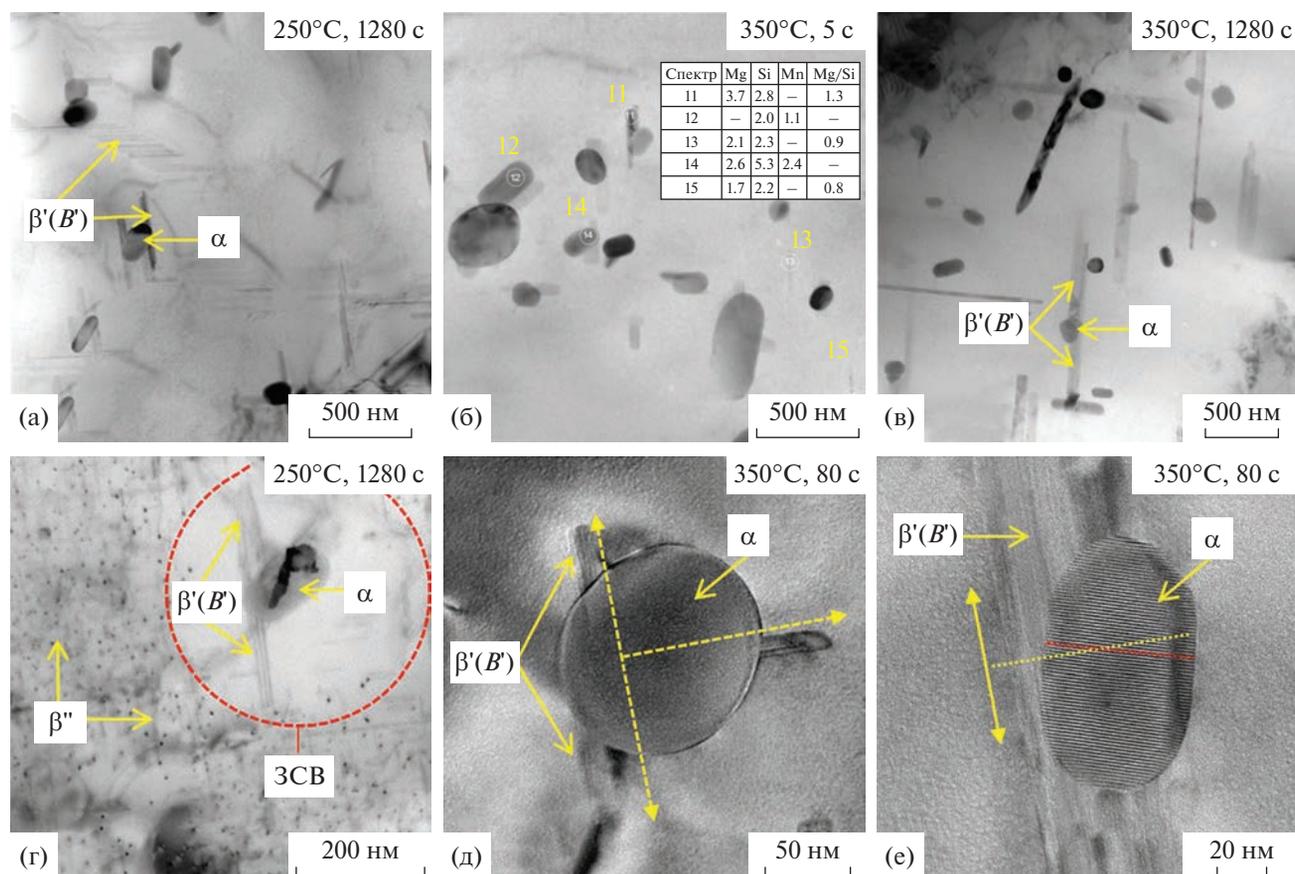


Рис. 4. Тонкая структура листов из сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu после изотермической закалки и искусственного старения при температуре 170°C в течение 14 ч (ПЭМ): а, б, в – характер выделений крупных стержнеобразных частиц, содержащих магний и кремний, на дисперсоидах; б – участок для РСМА (цифрами указаны номера спектров); г – характер распределения мелкодисперсных упрочняющих частиц в матрице и зона свободная от выделений (ЗСВ); д, е – вид дисперсоидов и выделений, содержащих магний и кремний.

на дислокациях и гомогенно в алюминиевой матрице в виде “пачек” тонких стержней (рис. 4а).

На рис. 4д, 4е для образца после изотермической закалки (350°C, 80 с) и искусственного старения приведены изображения дисперсоидов и выделений, содержащих магний и кремний, при высоком разрешении. Основная часть выделений располагается на поверхности дисперсоида симметричным образом, т.е. рост частиц, вероятно, осуществляется одновременно в двух противоположных направлениях. Другая часть выделений может находиться по взаимноперпендикулярным направлениям относительно дисперсоида. Можно предположить, что зарождение выделений проходит на определенных кристаллографических участках дисперсоида и матрицы, где периоды решетки матрицы в направлении роста стержневых частиц более подходящие для их зарождения, что, в свою очередь, может быть обусловлено когерентным или частично-когерентным сопряжением дисперсоида с матрицей.

Кроме того, следует отметить, что на снимке дисперсоида (рис. 4е) видны полосы муара, которые образовались на изображении в результате несоответствия периодов решеток дисперсоида и матрицы, а также небольшого разворота дисперсоида относительно матрицы, что может быть связано с частичной компенсацией относительно больших размеров дисперсоида при когерентном сопряжении.

Количество, объем и размер выделений фаз β-типа при изотермической закалке зависят от температуры и продолжительности выдержки (рис. 4а–4в). Так, при температуре 350°C увеличение продолжительности изотермической выдержки с 5 с до 1280 с приводит к росту длины стержней в 10 раз (со 100 нм до 1 мкм), как видно на рис. 4б и 4в. Аналогичное наблюдается при увеличении температуры изотермической выдержки с 250 до 350°C (продолжительность выдержки 1280 с), что видно на рис. 4а и 4в. В отдельных случаях наблюдается срастание стержне-

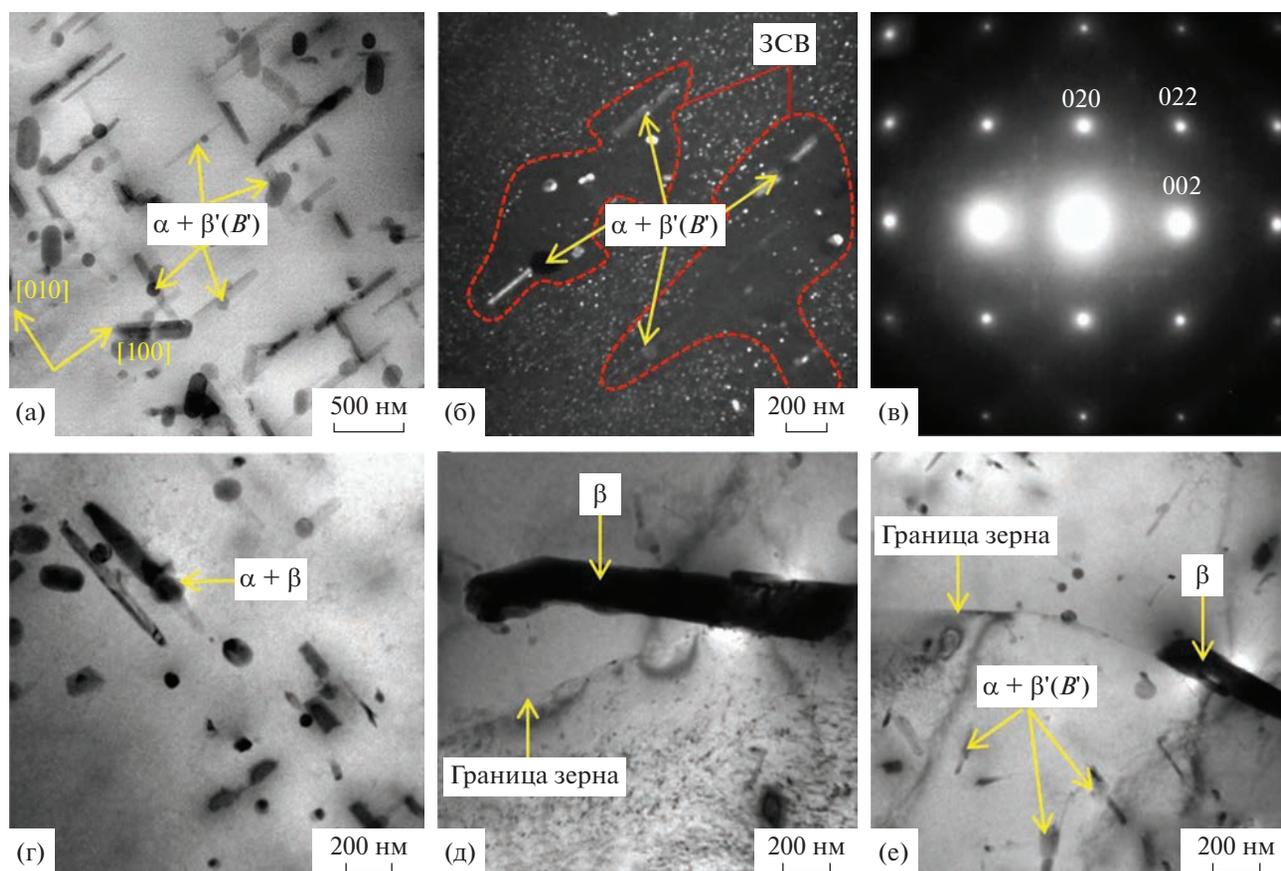


Рис. 5. Тонкая структура листов из сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu после непрерывной закалки с низкой скоростью охлаждения (0.83 К/с) и искусственного старения при температуре 170°C в течение 14 ч (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$): а – характер распределения стержнеобразных выделений, содержащих магний и кремний; б – характер выделений в темном поле; в – картина микродифракции; г, д, е – характер выделения β -фазы.

образных выделений, ведущее к появлению пластин шириной до ~ 100 нм (рис. 4в, 4е).

Следующим шагом было изучение распада ПТР-сплава после непрерывной закалки с низкой скоростью охлаждения (0.83 К/с) и последующего искусственного старения. Результаты электронномикроскопических исследований образцов приведены на рис. 5.

Из сопоставлений изображений микроструктуры образцов, закаленных с разными скоростями закалочного охлаждения (рис. 3, 5а), видно, что закалка со скоростью 0.83 К/с приводит к значительному распаду ПТР аналогично изотермической закалке с длительной выдержкой. Очагом зарождения крупных выделений, содержащих магний и кремний, также является поверхность дисперсоидов (рис. 5а, 5б, рис. 6), что приводит к обеднению прилегающих участков ПТР и образованию зон, свободных от выделений (ЗСВ), образующихся при старении (рис. 5б). Кроме того, наблюдается увеличение размеров упрочняющих частиц и снижение плотности их выделения

(рис. 5б). Как правило, указанные крупные выделения имеют форму продолговатых стержней, расположенных симметрично на дисперсоидах и ориентированных преимущественно в направлении $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ (рис. 5а–5г).

На рис. 5д, 5е на границе зерна обнаружены крупные включения с размерами ($\sim 200 \times 1000$ нм) и формой, характерной для равновесной β -фазы. Вероятно, крупные темные выделения длиной ~ 500 нм с соотношением Mg/Si равным 2 принадлежат равновесной β -фазе (частица № 2, рис. 6б), а темно-серые выделения длиной до 300 нм с соотношением Mg/Si до 1.8 – метастабильным β' -или β'' -фазам (рис. 6). Включения β -фазы встречаются в виде единичных включений в объеме или на границах зерен и предположительно образовались при более высоких температурах (выше 400°C) закалочного охлаждения, а выделения β' -или β'' -фаз, присутствующие в большем количестве в основном на дисперсоидах, должны были образоваться при температурах от 300 до 400°C [6].

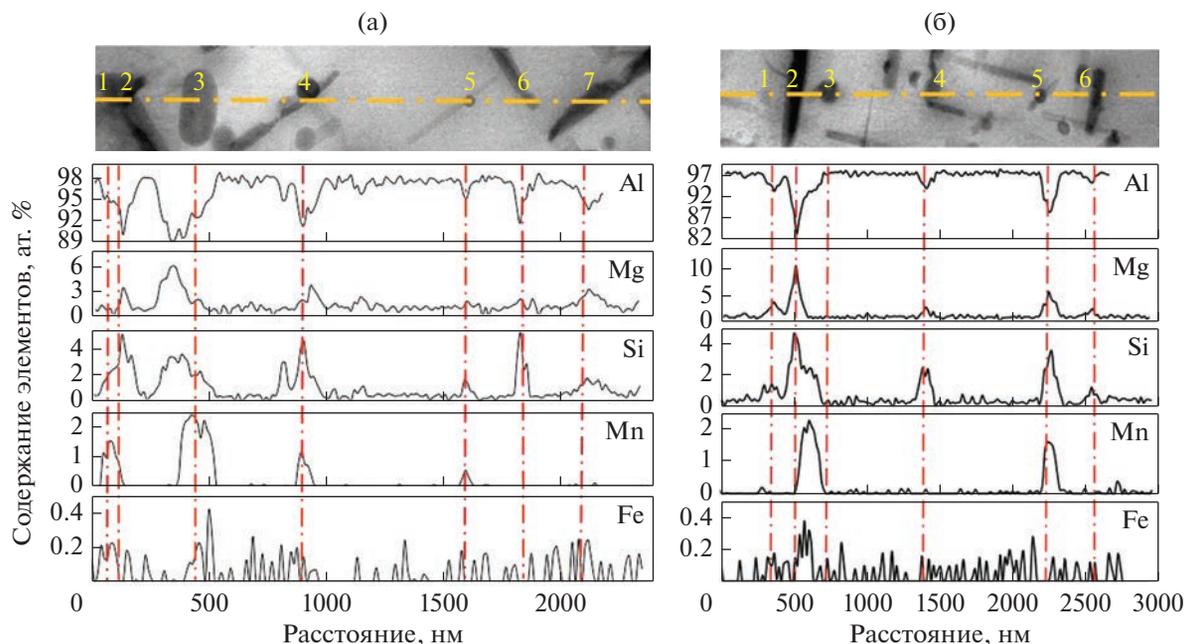


Рис. 6. Результаты РСМА частиц в тонкой структуре после непрерывной закалки с низкой скоростью (0.83 К/с) и искусственного старения листов из сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu в разных участках образца (а, б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе исследована устойчивость пересыщенного твердого раствора в зависимости от режимов изотермической и непрерывной закалки листов из термически упрочняемого алюминиевого сплава Al–0.6Mg–1.0Si–0.2Cu ($Mg/Si = 0.7$) при последующем искусственном старении.

Термодинамическое моделирование равновесного фазового состава сплава позволило установить, что при закалке в области температур охлаждения (от 530 до 290°C) в равновесных условиях наиболее вероятно выделение β -фазы (Mg_2Si).

Методами ПЭМ показано, что в процессе закалки распад пересыщенного твердого раствора сопровождается выделением крупных стержневых частиц фаз β -типа с разным соотношением Mg/Si : метастабильных β' - и β'' -фаз или равновесной β -фазы. С ростом длительности выдержки при изотермической закалке или снижения скорости закалочного охлаждения при непрерывной закалке увеличивается количество β' -фазы и вероятность образования равновесной β -фазы.

Зарождение метастабильных фаз β -типа реализуется в виде стержнеобразных частиц по гетерогенному механизму преимущественно на поверхности дисперсоидов $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ – фазы. Дальнейший рост частиц проходит в твердом растворе и приводит к их срастанию в более крупные образования. Таким образом, в данной работе подтверждено, что присутствие дисперсоидов, содержащих марганец и железо, в сплавах систе-

мы Al–Mg–Si провоцирует распад ПТР при замедленном закалочном охлаждении, значительно повышая закалочную чувствительность сплава.

Образование выделений при закалочном охлаждении приводит к обеднению твердого раствора и снижению концентрации вакансий, что обуславливает при последующем старении уменьшение доли и плотности образования упрочняющих выделений β'' -фазы, а также приводит к увеличению их размеров и неоднородности распределения в матрице.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бенариеб 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. С. 14–22. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22>
2. Кузнецов А.О., Оглодков М.С., Климкина А.А. Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al–Mg–Si // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2018. № 7 (67). Ст. 01. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2018). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-3-9>
3. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов / Под ред. акад. РАН профессора Е.Н. Каблова. М.: НП «АПРАЛ», 2020. С. 552.
4. Захаров В.В. Устойчивость твердого раствора в алюминиевых сплавах // *Цветные металлы*. 2007. № 11. С. 100–107.

5. Захаров Е.Д., Давыдов В.Г., Егорова Л.С., Сорокин Н.А., Гусев В.П., Антонова Р.Н. Исследование устойчивости твердых растворов сплавов системы Al–Mg–Si // Технология легких сплавов. 1967. № 2. С. 12–17.
6. Milkereit B., Starink M., Rometsch P., Schick C., Kessler O. Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation // Materials. 2019. V. 12. P. 4083. <https://doi.org/10.3390/ma12244083>
7. Pogatscher S., Antrekowitsch H., Leitner H. Influence of interrupted quenching on artificial aging of Al–Mg–Si alloys // Acta Mater. 2012. V. 60. P. 4496–4505. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.04.026>
8. Yang Z., Jiang X., Zhang X., Liu M., Liang Z., Leyvraz D., Banhart J. Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al–Mg–Si alloy // Scripta Mater. 2021. V. 190. P. 179–182.
9. Strobel K., Easton M., Sweet L., Couper M.J., Nie J.-F. Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys // Mater. Trans. 2011. V. 52. № 5. P. 914–919.
10. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Træholt C., Tundal U., Reiso O. The crystal structure of the β'' -phase in Al–Mg–Si alloys // Acta Mater. 1998. V. 46. P. 3283–3298.
11. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S., Marioara C.D., Andersen S.J., Friis J., Matsuda K., Holmestad R. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements // Advanced Eng. Mater. 2018. V. 20. № 7. P. 1800125.
12. Телешов В.В. Активационные явления при термической обработке алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. 2017. № 4. С. 49–61.
13. 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 обр. металлов. 2011. № 9. С. 40–45.
14. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 7–17.