

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.715:539.25

**ВЛИЯНИЕ ВТОРИЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ
КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ I-ФАЗЫ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Mn**

© 2022 г. А. В. Михайловская^а, А. А. Кищик^а, Н. Ю. Табачкова^а,
А. С. Просвиряков^а, А. Г. Мочуговский^а, *

^аНациональный исследовательский технологический университет “МИСИС”,
Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

*e-mail: mochugovskiy@mail.ru

Поступила в редакцию 17.06.2021 г.

После доработки 07.11.2021 г.

Принята к публикации 09.11.2021 г.

Изучены параметры дисперсоидов, выделяющихся в процессе низкотемпературного (при 360°C) и высокотемпературного (при 450°C) гомогенизационного отжига слитка сплава Al–4.9Mg–1.2Mn (типа Alnovi-U), и их влияние при последующей термомеханической обработке на параметры зеренной структуры и механические свойства при комнатной температуре. Низкотемпературный отжиг обеспечил формирование высокой плотности дисперсоидов I-фазы с квазикристаллической структурой и средним размером 35 ± 5 нм, которые сохраняли размер и морфологию после термомеханической обработки. В процессе высокотемпературного отжига выделялись дисперсоиды пластинчатой формы фазы Al₆Mn со средним продольным размером 130 ± 10 нм. За счет дисперсионного и дислокационного механизмов упрочнения, обеспеченных дисперсоидами I-фазы, низкотемпературный отжиг слитка привел к росту предела текучести деформированного сплава на 40 МПа по сравнению с традиционным высокотемпературным отжигом.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, зеренная структура, дисперсоиды, квазикристаллическая структура, прочность

DOI: 10.31857/S0015323022050072

ВВЕДЕНИЕ

Легирование алюминиевых сплавов переходными и редкоземельными элементами, образующими наноразмерные частицы дисперсоидов, получило широкое распространение благодаря положительному влиянию дисперсоидов на механические свойства и термическую стабильность зеренной и дислокационной структуры [1–5]. Ввиду относительно низкой стоимости и повышенной неравновесной растворимости, марганец (Mn) является одним из наиболее перспективных дисперсоидобразующих элементов, повышающих температуру начала рекристаллизации и прочностные характеристики алюминиевых сплавов [6]. Mn способен образовывать пересыщенный твердый раствор на основе алюминия с содержанием до 4 мас. % в зависимости от скорости охлаждения при литье и состава сплава [1]. Высокая степень пересыщения твердого раствора относительно равновесных концентраций при температурах термической обработки обеспечивает значительный стимул распада пересыщенного твердого раствора и формирование дисперсных выделений

вторичных Mn-содержащих фаз. В системе Al–Mn равновесной является фаза Al₆Mn с орторомбическим типом решетки [7, 8]. Однако при распаде пересыщенного твердого раствора ее образованию может предшествовать формирование метастабильных фаз, например, Al₁₂Mn с ОЦК-решеткой [9]. При наличии примесей Si и Fe формируются более сложные соединения α-Al₁₂Mn₃Si или Al₁₂(Mn,Fe)₃Si с примитивным типом решетки [10–13]. Выделения α-фазы были обнаружены в алюминиевых сплавах разных серий: 3XXX [11, 12, 14–18], 5XXX [19] и 6XXX [20–22]. Помимо вышеперечисленных фаз, в сплавах с Mn обнаружены дисперсоиды метастабильных фаз с квазикристаллическим типом структуры [12, 13, 23, 24]. Ранние исследования сплавов системы Al–(1.1–1.8)Mn–(Fe)–(Si) выявили возможность выделения в процессе распада твердого раствора квазикристаллической фазы икосаэдрического типа (I-фазы) [12, 13, 23, 24]. При этом в данных сплавах наблюдали единичные выделения дисперсоидов I-фазы, преимущественно по границам зерен [12, 13]. Высокая плотность выделения дисперсо-

идов в теле зерен при содержании 1–2 мас. % Mn была обнаружена в сплавах с 2 мас. % Cu [25, 26] или 1.5–3 мас. % Mg [27–29], что свидетельствует о существенном влиянии Cu и Mg на кинетику распада пересыщенного твердого раствора и плотности выделений *I*-фазы. Роль дополнительного легирования в формировании *I*-фазы при распаде пересыщенного твердого раствора не установлена. При кристаллизации сплава системы Al–Mn–Mg обнаружена квазикристаллическая фаза $Al_{18}Mg_3Mn_2$ икосаэдрического типа [30], что говорит о потенциальной возможности формирования многокомпонентных квазикристаллических фаз и при распаде пересыщенного твердого раствора. Однако повышенной концентрации Mg в дисперсоидах *I*-фазы не обнаружено, т.е. выделения Mg-содержащих дисперсоидов не подтверждено [27]. Благодаря высокой плотности распределения и размерам в несколько десятков нанометров дисперсоиды *I*-фазы в сплаве Al–3Mg–1Mn обеспечили повышение температуры начала рекристаллизации и прочностных характеристик [28], а в сплаве системы Al–Mg–Fe–Ce–Cr улучшение показателей сверхпластичности [31]. Необходимо отметить, что слитки промышленных алюминиевых сплавов, легированных марганцем, подвергают гомогенизации в интервале температур 450–500°C, тогда как дисперсоиды с квазикристаллической структурой выделяются при температурах ниже 400°C. Использование высокотемпературной гомогенизации позволяет ускорить процесс выравнивания состава, однако нивелирует потенциальный эффект от упрочнения за счет выделения метастабильных квазикристаллических фаз. Таким образом, использование низкотемпературной термообработки слитков может оказаться достаточно простым, но при этом перспективным способом упрочнения Mn-содержащих алюминиевых сплавов, что требует экспериментальной проверки для сплавов с разным содержанием легирующих элементов.

Данная работа посвящена исследованию влияния условий гомогенизационного отжига слитков на параметры формирующихся при распаде пересыщенного твердого раствора дисперсоидов Mn-содержащих фаз и их вклада в механические свойства и термическую стабильность структуры листов сплава Al–4.9Mg–1.2Mn.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав Al–4.9Mg–1.2Mn (мас. %) получали в лабораторных условиях при помощи электрической печи сопротивления Nabertherm S3 в графито-шамотном тигле. В качестве шихтовых материалов использовали Al марки A99, Mg марки Mg95 и лигатуру Al–10 мас. % Mn.

Литье проводили в медную водоохлаждаемую изложницу с внутренней полостью $100 \times 40 \times 20$ мм³, обеспечивающую скорость охлаждения ≈ 15 К/с. Отжиг слитков осуществляли по двум режимам при температурах (1) 360 или (2) 450°C в течение 8 ч. Для горячей и последующей холодной деформации слитков использовали прокатный стан марки ДУО–250 с диаметром валков 230 мм. Температура горячей прокатки составляла $360 \pm 10^\circ\text{C}$, степень деформации 70%. Холодную прокатку проводили до толщины листа 1 мм при комнатной температуре с обжатием 80%. Листы, полученные с использованием низкотемпературного режима отжига слитка, обозначали P1, высокотемпературного – P2.

Микроструктуру анализировали при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan-VEGA3 LMN с приставкой для энерго-дисперсионного (ЭДС) анализа (X-MAX80, Oxford Instruments), а также светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 200M MAT. Состав сплава контролировали с помощью энергодисперсионного анализа в литом состоянии и после термической обработки. Отклонения от номинальной концентрации Mg не превышали 0.2 мас. %, остальных элементов менее 0.05 мас. %. Для анализа состава алюминиевого твердого раствора при температурах отжига в равновесных условиях использовали программный комплекс Thermo-Calc software AB, Version 5.0.4.75 (база данных TTL5 v5.1).

Подготовку микрошлифов для анализа осуществляли путем механического шлифования и полирования на установке Struers LaboPol с последующей электролитической полировкой в хлорно-спиртовом электролите (A2 производства Struers) при напряжении 18–20 В. Для выявления зеренной структуры образцов проводили анодное окисление в 10%-ном водном растворе фторбородородной кислоты в течение 20 с при напряжении 20 В. Анализ микроструктуры осуществляли в продольно-толщинном сечении листа. Средний размер зерен определяли методом случайных секущих, анализируя не менее 500 пересечений.

Параметры дисперсоидов определяли при помощи просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM JEOL 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы для ПЭМ готовили посредством механической шлифовки до толщины 0.25 мм, с последующим электролитическим утонением до появления отверстия в струе электролита состава 30% HNO₃ и 70% метилового спирта при напряжении 22 В и температуре минус 20°C на установке Struers TenuPol–5.

Механические свойства при комнатной температуре определяли на универсальной испытательной машине Zwick-Z250. Образцы с размером рабочей части $14 \times 6 \times 1$ мм вырезали из листов толщиной 1 мм после холодной прокатки и

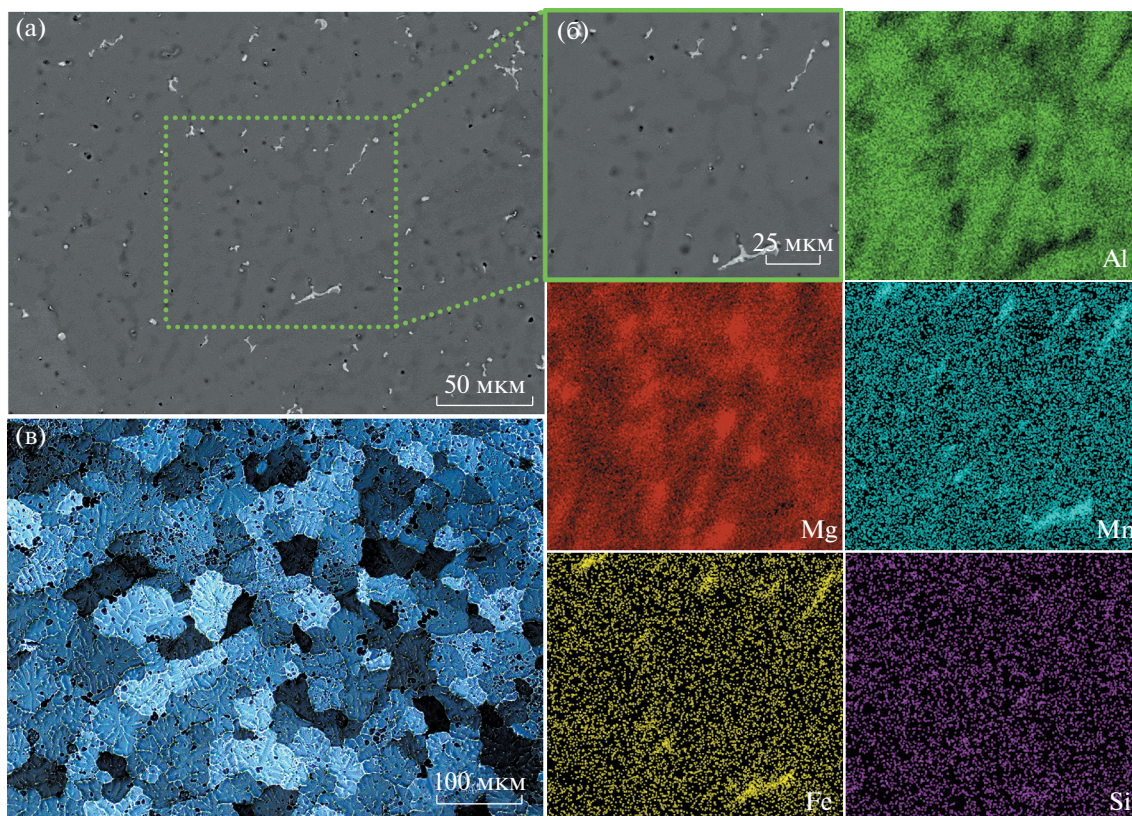


Рис. 1. Структура сплава Al–4.9Mg–1.2Mn в литом состоянии (а, в) и ЭДС карты распределения легирующих элементов (б); а, б – СЭМ, в – световой микроскоп.

последующего отжига при 270 или 400°C в течение 20 мин. Скорость деформирования составляла 4 мм/мин. Для определения статистических ошибок измерения размеров зерен, частиц и значений механических характеристик рассчитывали доверительные интервалы при доверительной вероятности 0.95.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Основной структурной составляющей сплава в литом состоянии являлись дендриты твердого раствора на основе алюминия (Al) (рис. 1а, 1б). Средний размер зерна составил 245 ± 30 мкм (рис. 1в). По данным ЭДС анализа сплав содержал $4.9 \pm 0.1\%$ Mg, $1.3 \pm 0.1\%$ Mn, суммарное содержание примесей Fe и Si не превышало 0.02% (в мас. %).

На периферии дендритных ячеек присутствовали светлые частицы богатой Mn, Fe и Si фазы кристаллизационного происхождения (карты ЭДС на рис. 1б), а также темно-серые включения богатой Mg неравновесной фазы Al_3Mg_2 (β -фаза) [32, 33]. Объемная доля Mn-содержащих частиц составила $1.1 \pm 0.3\%$, средний размер 1.8 ± 0.2 мкм. По данным ЭДС анализа средняя концентрация Mn в твердом растворе составляла 1.1 ± 0.1 мас. %.

Гомогенизационный отжиг литого сплава по обоим режимам привел к растворению избыточной β -фазы (Al_2Mg_3) и выравниванию состава твердого раствора по Mg (непосредственно гомогенизации структуры сплава), и распаду пересыщенного твердого раствора с выделением Mn-содержащих дисперсоидов (гетерогенизация структуры) (рис. 2). При использовании низкотемпературной гомогенизации дисперсоиды имели компактную, близкую к равноосной форму и средний размер 35 ± 3 нм с разбросом по размерам от 15 до 80 нм. Высокотемпературная гомогенизация привела к выделению вытянутых дисперсоидов типичной для равновесной фазы Al_6Mn пластинчатой формы со средним продольным размером 130 ± 10 нм и разбросом по размерам от 30 до 800 нм (рис. 2б).

Электроннограммы, полученные от группы выделившихся при низкотемпературном отжиге дисперсоидов, демонстрируют характерную для оси симметрии пятого порядка дифракционную картину (рис. 3), типичную для квазикристаллической структуры I-фазы.

Дисперсоиды с аналогичной кристаллографической структурой и морфологией наблюдали ранее в сплаве Al–3Mg–1Mn при низкотемпературном отжиге [27, 29]. Таким образом, в близких

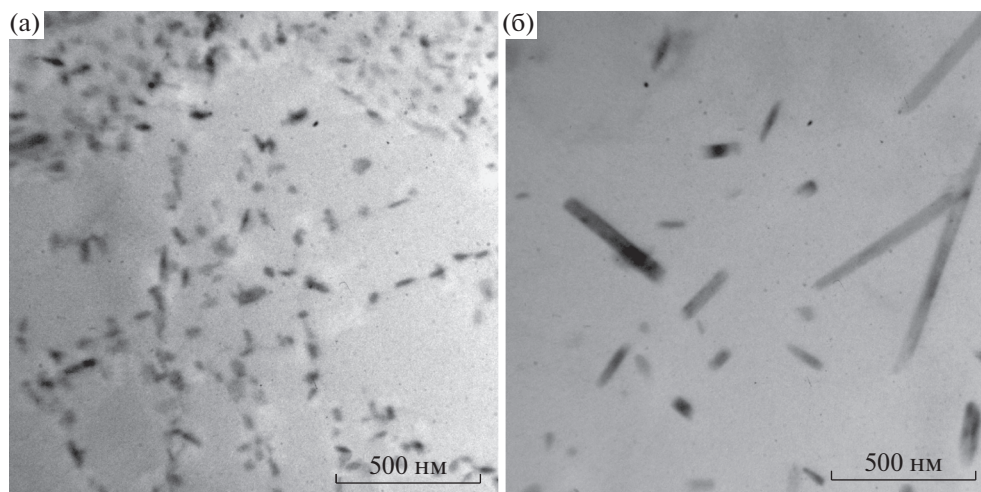


Рис. 2. Дисперсоиды в сплаве Al–Mg–Mn, выделившиеся после 8 ч отжига слитка при температуре 360 (а) и 450°C (б).

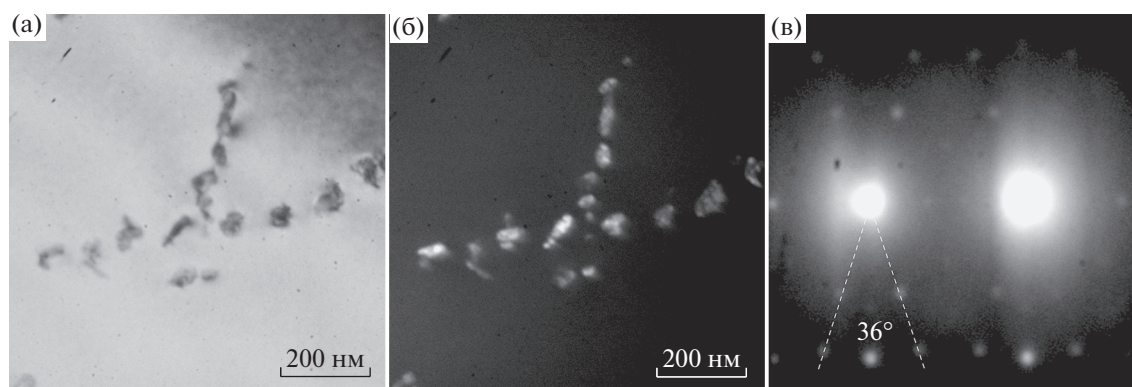


Рис. 3. Микроструктура сплава Al–Mg–Mn после отжига слитка при 360°C (а, б) и соответствующая электронограмма (в); б – темнопольное изображение в выделенном рефлексе *I*-фазы.

температурно-временных условиях наноразмерные дисперсоиды с квазикристаллическим типом структуры выделяются и при 4.9% Mg, т.е. концентрации Mg, соответствующей наиболее распространенному промышленному сплаву AA5083 и сплаву-аналогу Alnovi-U с повышенным содержанием марганца [34].

После деформационной обработки образцов, подвергнутых низкотемпературной гомогенизации, дисперсоиды не меняли морфологию и средний размер, и преимущественно сохраняли структуру *I*-фазы, о чем можно судить по ПЭМ-изображению при высоком разрешении. Фурье-образ полученного изображения демонстрирует типичную для *I*-фазы картину [35] (рис. 4в). Средний размер дисперсоидов не изменился и составил 35 ± 5 нм (рис. 4б). Выделившиеся при высокотемпературной гомогенизации вытянутые частицы дисперсоидов фрагментировались при прокатке,

и их средний размер уменьшился до 85 ± 5 нм (рис. 4г).

После 30 мин отжига холоднокатанных листов при температуре 400°C зеренная структура образца с дисперсной *I*-фазой, гомогенизированного при 360°C, осталась нерекристаллизованной (рис. 5а), тогда как в листах, подвергнутых высокотемпературному гомогенизационному отжигу, формировалась полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна 17 ± 2 мкм в продольном и 7 ± 1 мкм в поперечном направлениях. Таким образом, благодаря малому размеру и высокой плотности распределения, дисперсоиды *I*-фазы обеспечили повышение температуры начала рекристаллизации сплава.

Параметры дисперсоидов и зеренной структуры сплава оказали существенное влияние на механические свойства листов при комнатной температуре (табл. 1).

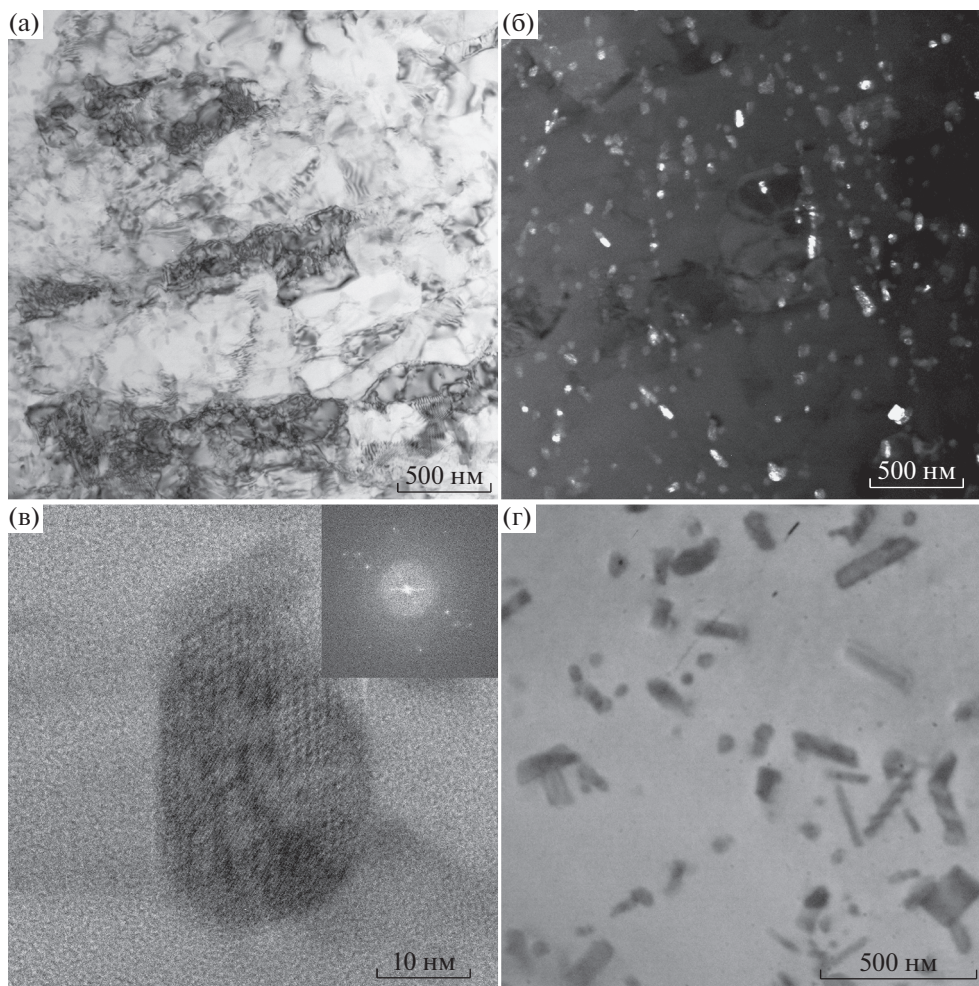


Рис. 4. Дисперсоиды после термомеханической обработки образцов, предварительно подвергнутых гомогенизационному отжигу при 360 (а–в) и 450°С (г).

Низкотемпературный отжиг слитка обеспечил более высокие значения предела текучести и предела прочности в листах по сравнению с высокотемпературным режимом гомогенизационного отжига, традиционно используемом для магналиев.

После постдеформационного смягчающего отжига при 270°С (выше температуры сольвуса фазы Al_3Mg_2 сплава $\approx 260^\circ C$ [36–38]) листы, полученные с использованием низкотемпературного режима гомогенизации, имеют предел текучести и предел прочности выше на 37 и 14 МПа соответственно,

чем листы, полученные с использованием высокотемпературного режима гомогенизации. Более высокие прочностные свойства в листах, полученных по низкотемпературному режиму гомогенизации, наблюдали и после отжига холоднокатанных листов при 400°С. Предел текучести на 39 МПа выше, а предел прочности на 30 МПа выше при гомогенизации по низкотемпературному режиму. Объяснить рост прочностных характеристик можно совокупным влиянием дисперсных частиц на способность сдерживать процессы рекристаллизации и тормозить движение дислока-

Таблица 1. Механические свойства исследуемого сплава $Al-4.9Mg-1.2Mn$ и сплава сравнения $Al-4.9Mg$ (мас. %)

Сплав	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
	Отжиг 270°С, 30 мин			Отжиг 400°С, 30 мин		
$Al-4.9Mg-1.2Mn$ (P1)	360 ± 2	442 ± 2	9 ± 1	212 ± 7	375 ± 8	22 ± 2
$Al-4.9Mg-1.2Mn$ (P2)	323 ± 6	428 ± 5	11 ± 1	173 ± 8	355 ± 10	25 ± 3
$Al-4.9Mg$	252 ± 3	338 ± 4	13 ± 1	123 ± 4	273 ± 2	30 ± 3

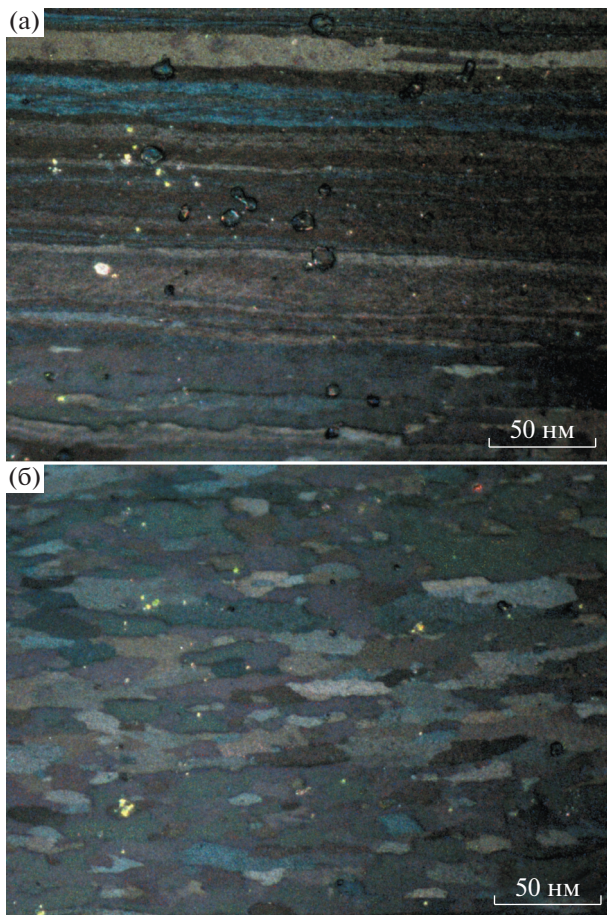


Рис. 5. Зеренная структура в листах сплава Al–Mg–Mn после отжига в течение 20 мин при 400°C; предварительный гомогенизационный отжиг при 360 (а), 450°C (б).

ций при деформации. Частицы избыточных фаз могут обеспечивать вклад в упрочнение по механизму перерезания частиц дислокациями и механизму огибания частиц дислокациями с последующим формированием дислокационных петель (механизм Орована) [39]. Возможность перерезания дислокациями существует для когерентных матрице частиц при величине их радиуса менее критического значения, составляющего 3–5 нм [40]. Частицы с закритическим радиусом обеспечивают вклад в упрочнение в соответствии с механизмом Орована [39, 40]. После деформационной обработки листов дисперсоиды *I*-фазы имели размер в десятки нанометров и преимущественно сохраняли близкую к сферической форму, ввиду чего их вклад в предел текучести сплава можно теоретически оценить посредством уравнения Орована (1) [40, 41]:

$$\Delta\sigma_{\text{ор}} = \frac{M \times 0.4Gb}{\pi\sqrt{(1-\nu)}} \frac{\ln\left(\frac{2\bar{R}}{r_0}\right)}{\lambda}, \quad (1)$$

где $\nu = 0.345$ – коэффициент Пуассона, $M \sim 3.0$ – фактор Тейлора, $G = 26$ ГПа – модуль сдвига, $b = 0.286$ нм – вектор Бюргера, $\bar{R} = \pi D_s/8$ и D_s – средний радиус и диаметр дисперсоидов соответственно, $r_0 = 1.5b$ [42], λ – межчастичное расстояние.

Межчастичное расстояние было рассчитано в соответствии с формулой:

$$\lambda = 0.5D_s \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3\phi}} - \frac{\pi}{4} \right), \quad (2)$$

где ϕ – суммарная объемная доля частиц в сплаве.

Согласно работе [23] стехиометрическая формула квазикристаллической *I*-фазы близка к Al_{12}Mn . Таким образом, для приблизительного расчета объемной доли *I*-фазы можно использовать плотность фазы Al_{12}Mn , равную 3.02 кг/м³ [43]. По данным ThermoCalc в исследуемом сплаве равновесная растворимость Mn в твердом (Al) при температуре 360°C составляет 0.02 мас. %, что согласуется с [44]. При этом за 8 ч отжига распад пересыщенного твердого раствора пройти полностью не успевает. В близких температурно-временных условиях в сплаве Al–3Mg–1.2Mn [5] концентрация Mn в твердом растворе составляла 0.9 мас. % после низкотемпературного отжига и 0.3 мас. % после высокотемпературного отжига слитка. Принимая во внимание данные значения, расчетная величина объемной доли Mn-содержащей фазы после низкотемпературного отжига должна составить 0.02. В таком случае, в соответствии с формулами (1) и (2), вклад в предел текучести дисперсоидов *I*-фазы среднего диаметра 35 ± 5 нм составляет 89 ± 10 МПа. Листы двойного сплава Al–5% Mg, в зависимости от температуры постдеформационного отжига, демонстрировали на 90–110 МПа меньшие значения предела текучести по сравнению с листами сплава Al–4.9 Mg–1.2 Mn, подвергнутого низкотемпературной гомогенизации. Таким образом, разница величин предела текучести для двойного и Mn-содержащего сплава обусловлена, главным образом, вкладом наноразмерных дисперсоидов. Оставшиеся 10–30 МПа можно связать с эффектом субструктурного (дислокационного) упрочнения из-за сдерживания процессов возврата и рекристаллизации в присутствии дисперсных частиц *I*-фазы.

ВЫВОДЫ

Проанализировано влияние гомогенизационного отжига при температуре 360 или 450°C в течение 8 ч на параметры частиц дисперсоидов, образующихся в результате распада пересыщенного марганцем твердого раствора на основе алюминия, зеренную структуру и механические свойства при комнатной температуре листов сплава

Al–4.9Mg–1.2Mn (мас. %). По работе сделаны следующие выводы:

1. Низкотемпературный гомогенизационный отжиг обеспечил распад пересыщенного твердого раствора с формированием равноосных дисперсоидов I-фазы с квазикристаллическим икосаэдрическим типом структуры и средним размером 35 ± 5 нм, которые практически не меняли морфологию и размер в процессе термомеханической обработки. Высокотемпературный гомогенизационный отжиг сплава привел к образованию частиц фазы типа Al_6Mn пластинчатой формы, имеющих средний продольный размер 130 ± 10 нм, которые фрагментировались при термомеханической обработке, включающей горячую и холодную прокатку, и принимали средний размер 85 ± 10 нм.

2. Листы сплава, полученные с использованием низкотемпературной гомогенизации и содержащие в структуре дисперсоиды I-фазы, демонстрировали более высокую температуру начала рекристаллизации и на ≈ 40 МПа большие значения предела текучести после отжига холоднокатаных листов, чем листы, полученные с использованием высокотемпературного отжига слитка, при сохранении относительного удлинения на одном уровне. Теоретический вклад дисперсоидов I-фазы в предел текучести сплава в соответствии с механизмом Орована составил 89 ± 10 МПа.

3. Сплав после низкотемпературного гомогенизационного отжига, термомеханической обработки и постдеформационного смягчающего отжига при 270°C имел предел текучести 360 ± 2 МПа, предел прочности 442 ± 2 МПа при относительном удлинении $9 \pm 1\%$. Предел текучести исследуемого сплава с наноразмерными дисперсоидами на $90\text{--}110$ МПа выше, чем двойного сплава Al–4.9 Mg, что обусловлено в основном упрочнением за счет механизма Орована и субструктурным упрочнением.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-03-00778.

Исследование ПЭМ структуры выполнено на оборудовании ЦКП “Материаловедение и металлургия” финансируемом Минобрнауки РФ, соглашение № 075-15-2021-696.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2005. 374 с.
2. Pozdniakov A.V., Barkov R.Y., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Y., Golovin I.S., Zolotarevskiy V.S. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy // *J. Alloys Compd.* 2018. V. 765. P. 1–6.
3. Fuller C.B., Seidman D.N., Dunand D.C. Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures // *Acta Mater.* 2003. V. 51. № 16. P. 4803–4814.
4. van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Nanoscale precipitation and mechanical properties of Al–0.06 at % Sc alloys microalloyed with Yb or Gd // *J. Mater. Sci.* 2006. V. 41. № 23. P. 7814–7823.
5. Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K., Mochugovskiy A.G., Zadorozhnyy M.Y., Tabachkova N.Y., Golovin I.S. Effect of homogenisation treatment on precipitation, recrystallisation and properties of Al–3% Mg–TM alloys (TM = Mn, Cr, Zr) // *Mater. Des.* 2016. V. 109. P. 197–208.
6. Tsvoulas D., Prangnell P.B., Sigli C., Bès B. Effects of Combined Zr and Mn Additions on Dispersoid Formation and Recrystallisation Behaviour of AA2198 Sheet // *Adv. Mater. Res.* 2010. V. 89–91. P. 568–573.
7. Yang P., Engler O., Klaar H.-J. Orientation relationship between Al_6Mn precipitates and the Al matrix during continuous recrystallization in Al–1.3% Mn // *J. Appl. Crystallogr.* 1999. V. 32. № 6. P. 1105–1118.
8. Li Y.J., Zhang W.Z., Marthinsen K. Precipitation crystallography of plate-shaped $Al_6(Mn,Fe)$ dispersoids in AA5182 alloy // *Acta Mater.* 2012. V. 60. № 17. P. 5963–5974.
9. Goel D.B., Roorkee U.P., Furrer P., Warlimont H. Precipitation in Aluminum Manganese (Iron, Copper) Alloys // *Aluminium.* 1974. V. 50. № 8. P. 511–516.
10. Li Z., Zhang Z., Chen X.-G. Microstructure, elevated-temperature mechanical properties and creep resistance of dispersoid-strengthened Al–Mn–Mg 3xxx alloys with varying Mg and Si contents // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V. 708. P. 383–394.
11. Muggerud A.M.F., Mørtzell E.A., Li Y., Holmestad R. Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures // *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. V. 567. P. 21–28.
12. Li Y.J., Arnberg L. Quantitative study on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization // *Acta Mater.* 2003. V. 51. № 12. P. 3415–3428.
13. Li Y.J., Muggerud A.M.F., Olsen A., Furu T. Precipitation of partially coherent $\alpha\text{-Al}(Mn,Fe)Si$ dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy // *Acta Mater.* 2012. V. 60. № 3. P. 1004–1014.
14. Poková M., Cieslar M., Lacaze J. TEM Investigation of Precipitation in Al–Mn Alloys with Addition of Zr // *Manuf. Technol.* 2012. V. 12. № 2. P. 212–217.
15. Li Y.J., Arnberg L. Precipitation of Dispersoids in DC-Cast 3003 Alloy // *Mater. Sci. Forum.* 2002. V. 396–402. P. 875–880.
16. Li Y., Arnberg L. Precipitation of Dispersoids in DC-Cast AA3103 Alloy during Heat Treatment / In: *Essential Readings in Light Metals.* Springer International Publishing. 2016. P. 1021–1027.
17. Hutchinson W.B., Oscarsson A., Karlsson Å. Control of microstructure and earing behaviour in aluminium alloy AA 3004 hot bands // *Mater. Sci. Technol.* 1989. V. 5. № 11. P. 1118–1127.
18. Huang H.-W., Ou B.-L. Evolution of precipitation during different homogenization treatments in a 3003

- aluminum alloy // *Mater. Des.* 2009. V. 30. № 7. P. 2685–2692.
19. Yi G., Sun B., Poplawsky J.D., Zhu Y., Free M.L. Investigation of pre-existing particles in Al 5083 alloys // *J. Alloys Compd.* 2018. V. 740. P. 461–469.
 20. Donnadieu P., Lapasset G., Sanders T.H. Manganese-induced ordering in the α -(Al–Mn–Fe–Si) approximant phase // *Philos. Mag. Lett.* 1994. V. 70. № 5. P. 319–326.
 21. Lodgaard L., Ryum N. Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al–Mg–Si alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. V. 283. № 1–2. P. 144–152.
 22. Rakhmonov J., Liu K., Rometsch P., Parson N., Chen X.-G. Effects of Al(MnFe)Si dispersoids with different sizes and number densities on microstructure and ambient/elevated-temperature mechanical properties of extruded Al–Mg–Si AA6082 alloys with varying Mn content // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 861. P. 157937.
 23. Hansen V., Gjønnnes J., Andersson B. Quasicrystals as part of the precipitation sequence in an industrially cast aluminium alloy // *J. Mater. Sci. Lett.* 1989. V. 8. № 7. P. 823–826.
 24. Hansen V., Gjønnnes J. Quasicrystals in an aluminium alloy matrix and the transformation to α -AlMnSi via intermediate stage // *Philos. Mag. A.* 1996. V. 73. № 4. P. 1147–1158.
 25. Zupanič F., Wang D., Gspan C., Bončina T. Precipitates in a quasicrystal-strengthened Al–Mn–Be–Cu alloy // *Mater. Charact.* 2015. V. 106. P. 93–99.
 26. Bončina T., Albu M., Zupanič F. Ageing of Al–Mn–Cu–Be Alloys for Stimulating Precipitation of Icosahedral Quasicrystals // *Metals (Basel)*. 2020. V. 10. № 7. P. 937.
 27. Mochugovskiy A.G., Tabachkova N.Y., Mikhaylovskaya A.V. Nanodispersoids of the quasicrystalline I-phase in Mn- and Mg-bearing aluminum-based alloys // *Mater. Lett.* 2021. V. 284. P. 128945.
 28. Mochugovskiy A.G., Tabachkova N.Y., Ghayoumabadi M.E., Cheverikin V.V., Mikhaylovskaya A.V. Joint effect of quasicrystalline icosahedral and $L1_2$ -structured phases precipitation on the grain structure and mechanical properties of aluminum-based alloys // *J. Mater. Sci. Technol.* 2021. V. 87. P. 196–206.
 29. Mochugovskiy A., Tabachkova N., Mikhaylovskaya A. Annealing induced precipitation of nanoscale icosahedral quasicrystals in aluminum based alloy // *Mater. Lett.* 2019. V. 247. P. 200–203.
 30. Chuvil'deev V.N., Shadrina I.S., Nokhrin A.V., Kopylov V.I., Bobrov A.A., Gryaznov M. Yu., Shotin S.V., Tabachkova N.Yu., Chegurov M.K., Melekhin N.V. An investigation of thermal stability of structure and mechanical properties of Al–0.5Mg–Sc ultrafine-grained aluminum alloys // *J. Alloys Compd.* 2020. V. 831. P. 154805.
 31. Mikhaylovskaya A.V., Kishchik A.A., Kotov A.D., Rofman O.V., Tabachkova N.Y. Precipitation behavior and high strain rate superplasticity in a novel fine-grained aluminum based alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. V. 760. P. 37–46.
 32. Кищик А.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Портной В.К. Формирование микроструктуры и сверхпластичность магналиевую // *ФММ.* 2017. Т. 118. № 1. С. 101–108.
 33. Mondolfo L.F. *Aluminum Alloys*. Elsevier, 1976. 982 p.
 34. Kudo T., Goto A., Saito K. High Strain Rate Blow Formability of Newly Developed Al–Mg–High–Mn Alloy // *Mater. Sci. Forum.* 2012. V. 735. P. 271–277.
 35. Shechtman D., Blech I., Gratias D., Cahn J.W. Metallic Phase with Long-Range Orientational Order and No Translational Symmetry // *Phys. Rev. Lett.* 1984. V. 53. № 20. P. 1951–1953.
 36. Головин И.С., Михайловская А.В., Рязанцева М.А., Гептин А.Ю., Солонин А.Н. Исследование рекристаллизации в сплаве Al–0.3 Mg методом внутреннего трения // *ФММ.* 2011. Т. 112. № 6. С. 656–667.
 37. Головин И.С., Бычков А.С., Михайловская А.В., Дობаткин С.В. Вклад фазовых и структурных превращений в многокомпонентных Al–Mg сплавах в линейные и нелинейные механизмы неупругости. // *ФММ.* 2014. Т. 115. № 2. С. 204–214.
 38. Mochugovskiy A.G., Mikhaylovskaya A.V., Zadorognyy M.Y., Golovin I.S. Effect of heat treatment on the grain size control, superplasticity, internal friction, and mechanical properties of zirconium-bearing aluminum-based alloy // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 856. P. 157455.
 39. Gladman T. Precipitation hardening in metals // *Mater. Sci. Technol.* 1999. V. 15. № 1. P. 30–36.
 40. Lefebvre W., Masquelier N., Houard J., Patte R., Zapolsky H. Tracking the path of dislocations across ordered Al₃Zr nano-precipitates in three dimensions // *Scr. Mater.* 2014. V. 70. P. 43–46.
 41. Zhu A.W., Starke E.A. Strengthening effect of unsharable particles of finite size: a computer experimental study // *Acta Mater.* 1999. V. 47. № 11. P. 3263–3269.
 42. Hood G.M., Schultz R.J. The diffusion of manganese in aluminium // *Philos. Mag. A. J. Theor. Exp. Appl. Phys.* 1971. V. 23. № 186. P. 1479–1489.
 43. Barlock J.G., Mondolfo L.F. Structure of some aluminium–iron–magnesium–manganese–silicon alloys // *Z. Met.* 1975. V. 66. P. 605–611.
 44. Shukla A., Pelton A.D. Thermodynamic Assessment of the Al–Mn and Mg–Al–Mn Systems // *J. Phase Equilibria Diffus.* 2009. V. 30. № 1. P. 28–39.