

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ Al–Cu–Mg–Ag–СПЛАВА

© 2023 г. М. Р. Газизов^а, *, М. Ю. Газизова^а, И. С. Зуйко^а, Р. О. Кайбышев^а

^аБелгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ “БелГУ”),
ул. Победа, 85, Белгород, 308015 Россия

*e-mail: gazizov@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 26.09.2022 г.

После доработки 13.03.2023 г.

Принята к публикации 15.03.2023 г.

Исследовано механическое поведение при монотонном и циклическом нагружении Al–4.5Cu–0.56Mg–0.77Ag–0.42Mn–0.12Ti–0.05V–0.02Fe (в мас. %) сплава, подвергнутого низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО), включающей обработку на твердый раствор, закалку в воду, одноосное растяжение со степенью пластической деформации 3% и старение при 190°C на максимальную прочность (обработка Т83 по классификации международной организации Aluminum Association). Исследуемый сплав после обработки Т83 демонстрирует минимальные прочностные свойства на растяжение по сравнению со свойствами, полученными после традиционного искусственного старения (обработка Т6) и НТМО, включающей прокатку с обжатием 40% (Т840). По сравнению с обработками Т6 и Т840 коэффициенты циклической прочности и циклического деформационного упрочнения в уравнении Рамберга–Осгуда имеют минимальные значения после обработки Т83. Для достижения высоких показателей усталостной долговечности целесообразно до минимальных величин уменьшить степень промежуточной пластической деформации, необходимой для правки листов после коробления при высокотемпературном нагреве под закалку.

Ключевые слова: Al–Cu–Mg–Ag–сплав, низкотемпературная термомеханическая обработка, микроструктура, механические свойства

DOI: 10.31857/S001532302360034X, **EDN:** OLOZMQ

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря привлекательному сочетанию высокой жесткости, хорошей трещиностойкости и превосходного сопротивления коррозии, термопрочные сплавы системы Al–Cu–Mg–Ag нашли применение в авиакосмической отрасли [1–10]. По сравнению с другими сплавами семейства Al–Cu (2XXX-серии по классификации международной организации Aluminum Association), в которых упрочнение обеспечивается пластинами θ' -фазы (Al_2Cu , $I\bar{4}m2$) с плоскостями габитуса $\{100\}_{\text{Al}}$, Al–Cu–Mg–Ag–сплавы обладают улучшенными характеристиками жаропрочности за счет равномерного выделения в процессе старения тонких пластин Ω -фазы с плоскостями габитуса $\{111\}_{\text{Al}}$ [1–20]. Пластин Ω -фазы имеют структуру типа сэндвич, состоящую из широких/плоских межфазных границ и ядра. Для ядра Ω -фазы были предложены различные кристаллические структуры [11], однако наиболее широкое распространение получила орторомбическая решетка (θ -о, Al_2Cu , $Fmmm$, $a = 0.496$ нм, $b = 0.859$ нм, $c = 0.848$ нм) [6–20]. Отметим, что все предлагае-

мые структуры представляют собой искаженный вариант термодинамически равновесной θ -фазы с тетрагональной решеткой (Al_2Cu , $I4/mcm$), выделяющейся в Al–Cu–сплавах.

Детальный анализ структуры Ω -фазы, выполненный с помощью просвечивающей электронной микроскопии атомного разрешения и моделирования на основе теории функционала плотности, показал, что атомы Cu, Mg и Ag образуют упорядоченные структуры вдоль плоских/широких межфазных границ пластин Ω -фазы, которые обеспечивают высокую степень когерентности между частицей и Al-матрицей [13–20]. Следует отметить, что природа и/или процесс выделения Ω -фазы до сих пор плохо изучены: неизвестно является ли появление атомов Ag и Mg на плоских межфазных границах пластин, результатом “сегрегации” (т.е. диффузии этих атомов из окружающей матрицы к границам Ω -пластин после ее формирования) или результатом вытеснения этих атомов из кластеров или прекурсоров Ω частиц при ее формировании.

Межфазные границы по торцам пластин могут быть когерентными и полукogerентными с Al-мат-

рицей в зависимости от толщины Ω пластин. Вдоль границ по торцам пластин толщиной более ~ 1 нм возникают дислокации, компенсирующие объемное несоответствие решеток вдоль $\langle 111 \rangle_{\text{Al}} / \langle 001 \rangle_{\theta-\theta}$ [14, 17–20].

Сочетание различных механических свойств в различных промышленных Al–Cu–Mg–Ag-сплавах сильно зависит от параметров низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО), включающей закалку, промежуточную пластическую деформацию и искусственное старение (обработка T8X по классификации Aluminum Association, где X – степень пластической деформации). Значительные степени пластической деформации ($>10\%$) перед старением могут увеличивать плотность дислокаций, способствовать зарождению θ' пластин (Al_2Cu , $Im2$) с плоскостью габиту-са $\{100\}_{\text{Al}}$, а также приводить к образованию мало- и высокоугловых границ. Все вышеуказанные изменения в совокупности повышают предел прочности, усталостные свойства, но при этом снижают пластичность [2, 4, 21]. Однако в случае Al–Cu–Mg–Ag-сплавов установлено, что НТМО, включающая промежуточную пластическую деформацию растяжением на величину $<10\%$ и последующее искусственное старение, приводит к снижению твердости и прочностных свойств на растяжение по сравнению с обработками T6 (без промежуточной деформации) и T840 (холодная прокатка с обжатием 40%) [5]. Было также показано, что НТМО ухудшает сопротивление ползучести при повышенных температурах [4].

Поскольку при высокотемпературном нагреве до предплавления температур (отжиге) для последующей закалки термоупрочняемых алюминиевых сплавов происходит коробление заготовок, то их правка растяжением является неотъемлемой частью производства для придания полуфабрикатам в виде листов требуемой геометрической формы. Поэтому исследование влияния обработок типа T8 с небольшими степенями пластической деформации на усталостные свойства во взаимосвязи с микроструктурой является актуальной задачей для данных авиационных материалов.

Ранее авторами настоящей работы было изучено влияние обработки T840 на усталостные характеристики Al–Cu–Mg–Ag-сплава в сравнении с обработкой T6 [3, 21]. Цель настоящей работы – исследовать влияние НТМО с небольшой степенью пластической деформации ($\sim 3\%$) на механическое поведение Al–Cu–Mg–Ag сплава при малоцикловом усталостном (МЦУ) нагружении во взаимосвязи с микроструктурой сплава.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Алюминиевый сплав химического состава Al–4.5Cu–0.56Mg–0.77Ag–0.42Mn–0.12Ti–0.05V–0.02Fe (в мас. %) был получен методом полунепрерывного литья в Центре коллективного пользования “Технологии и материалы НИУ “БелГУ”. Литые слитки были гомогенизированы при 510°C в течение 24 ч с охлаждением в печи и экструдированы при $\sim 400^\circ\text{C}$ с коэффициентом экструзии ~ 2.6 . Далее экструдированные полуфабрикаты подвергли горячей прокатке при $\sim 400^\circ\text{C}$ с обжатием $\sim 50\%$ для получения пластин толщиной ~ 20 мм. Детальное описание процедуры подготовки сплава также представлено в [2, 3, 21].

Часть гладких цилиндрических образцов с диаметром 5 мм и длиной рабочей части 12.5 мм, полученных из пластин толщиной 20 мм, была обработана на твердый раствор (отжиг) при 520°C в течение 1 ч с последующей закалкой в воду и далее подвергнута растяжению со степенью пластической деформации 3%.

Часть пластин толщиной 20 мм была подвергнута отжигу при 520°C в течение 1 ч, закалке в воду и холодной прокатке с обжатием 40%. Из полученных пластин были вырезаны цилиндрические образцы ($\varnothing 5$ мм $\times$ 12.5 мм). Все образцы старили на максимальную прочность в течение 2 ч при 190°C [2, 3, 20]. Главная ось всех цилиндрических образцов была параллельна направлениям экструзии/прокатки/растяжения. НТМО без деформации, с промежуточной пластической деформацией на 3% (растяжение) и 40% (холодная прокатка) и последующим старением обозначены T6, T83 и T840 соответственно.

Испытание на растяжение проводили с начальной скоростью деформирования $\sim 9.5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Для каждого состояния использовали не менее трех образцов для определения средних значений условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$), временного сопротивления разрушению (σ_B) и удлинения до разрушения (δ). Циклические испытания проводили по симметричной схеме нагружения растяжение–сжатие с постоянной амплитудой деформации (ϵ_{ac}) (жесткое нагружение [22]) в диапазоне от 0.4 до 1.5%. Частота циклического нагружения составляла 0.5 с^{-1} . Для настройки соосности схемы нагружения применяли систему Instron AlignPRO.

Зависимость между ϵ_{ac} и амплитудой напряжения (σ_a) при $N_f/2$, была описана уравнением Рамберга–Осгуда [22, 23]:

$$\epsilon_{ac} = \epsilon_{ae} + \epsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n}}, \quad (1)$$

Таблица 1. Механические свойства на растяжение сплава после различных обработок

Обработка	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
T6	420 ± 5	465 ± 5	12.4 ± 1.3
T83	405 ± 5	445 ± 5	10.7 ± 1.5
T840	505 ± 5	545 ± 5	9.7 ± 1.2

где ε_{ae} и ε_{ap} — амплитуды упругой и пластической деформаций [2, 3, 22–24], E — модуль упругости (~ 71 ГПа). Коэффициенты циклической прочности K' и циклического деформационного упрочнения n' [22, 23] определили с помощью линейного регрессионного анализа зависимостей σ_a – ε_{ae} и σ_a – ε_{ap} в двойных логарифмических координатах [22, 23]. В настоящей работе был использован порог $2N_f \sim 10^4$ (где N_f — количество циклов нагружения) для перехода от мало- к многоциклового усталости, как и в работе [24].

Усталостная долговечность сплава была описана с помощью уравнения Баскина–Мэнсона–Коффина следующего вида [23, 24]:

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c, \quad (2)$$

где N_f — количество циклов нагружения до разрушения, σ_f' — коэффициент усталостной прочности, ε_f' — коэффициент усталостной пластичности, b — показатель усталостной прочности, c — показатель усталостной пластичности.

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Olympus GX70. Для измерения среднего размера зерна использовали метод случайных секущих. Фольги, вырезанные из центров образцов после обработки T83, исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Следует отметить, что пластины Ω - и θ' -фаз были представлены в виде дисков, имеющих геометрические размеры — диаметр (D) и толщину (t), хотя на самом деле они могут иметь часто гексагональную или реже октагональную плоскую форму [13, 19, 20]. На изображениях ПЭМ, полученных в осях зон $\langle 011 \rangle_{Al}$, проекции Ω и θ' -пластин имеют вид прямоугольников, вытянутых вдоль $\{111\}_{Al}$ и $\{200\}_{Al}$ соответственно. Длина и ширина данных прямоугольников соответствует D и t для Ω и θ' пластин [2–21].

Известно, что утолщение Ω - и θ' -пластин происходит по механизму образования выступа высотой $0.5 c_{\theta-\theta}$ (≈ 0.42 нм) и $0.5 c_{\theta}$ (≈ 0.29 нм) и его последующей миграции вдоль плоской межфазной границы [13, 14, 16–19]. Таким образом, толщины пластин изменяются дискретно. Так, экспериментально обнаруженная минимальная толщина

пластины Ω -фазы, включающая ядро ($0.5 c_{\theta-\theta}$) и межфазные слои Ag_2Mg , составляет ~ 1.17 нм [16–18]. Полученный ряд дискретных величин использовали для задания интервалов на гистограммах распределения толщин пластин соответствующих фаз, измеренных на снимках ПЭМ при больших увеличениях.

Плотность выделения в единице объема (N_V) Ω - и θ' -фаз оценили по методу, представленному в [5]. Объемную долю частиц в теле зерен оценили как: $F_V = \pi D_0^2 / 4 t_0 N_V$. Для определения параметров выделения частиц измеряли толщину фольги методом дифракции электронов в сходящемся пучке (CBED) с использованием полос Косселя–Мелленштедта [25]. Расстояние осцилляции интенсивности между данными полосами в hkl CBED-диске зоны Лауэ высокого порядка (HOLZ) коррелирует с толщиной фольги [25].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Механические свойства на растяжение сплава после обработок T83, а также T6 и T840 [2, 3] приведены в табл. 1. Как видно, имеет место немонотонная зависимость прочностных свойств от степени промежуточной пластической деформации при НТМО — минимальные $\sigma_{0.2}$ и σ_B были получены на образцах сплава после обработки T83 по сравнению с обработками T6 и T840 [2, 3, 21]. Напротив, удлинение до разрушения постепенно снижалось с увеличением степени деформации. Подобное поведение механических свойств наблюдали также на другом Al–Cu–Mg–Ag сплаве после режимов НТМО, включающих пластическую деформацию прокаткой до 80% [5].

После обработки T83 микроструктура сплава представлена зернами размером 27 ± 3 мкм и 17 ± 2 мкм вдоль и поперек направления экструзии/горячей прокатки, соответственно (рис. 1). Оптическая металлография не выявила разницы в зеренной структуре сплава после обработки T83 по сравнению с обработкой T6 [2, 3]. Для сравнения, после обработки T840 происходит образование вытянутых зерен размерами 43 ± 5 мкм и 10 ± 3 мкм; также имеет место формирование хорошо выраженных полос сдвига и полос деформации, как внутри групп зерен, так и отдельных зерен, соответственно [2].

Анализ снимков ПЭМ показал, что в сплаве после обработки T83 выделяются пластинчатые частицы с плоскостями габитуса $\{111\}_{Al}$ и $\{200\}_{Al}$, которые были идентифицированы как Ω - и θ' -фазы соответственно (рис. 2а) [1–20]. Картины дифракции электронов, полученные в осях зон $\langle 011 \rangle_{Al}$, также типичны для кристаллических решеток и ориентационных соотношений Ω - и θ' -фаз (рис. 2б) [5, 11, 12]. Обнаружено, что распределе-

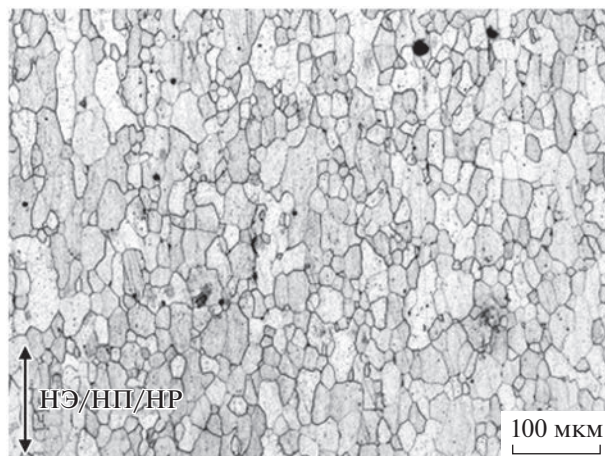


Рис. 1. Типичная микроструктура сплава после обработки Т83. НЭ/НП/НР — направления экструзии/прокатки/растяжения.

ние Ω -фазы после обработки Т83 является равномерным в теле зерен сплава. Аналогичное равномерное распределение Ω -фазы в теле зерен также имеет место после обработок Т6 и Т840 [2, 3, 21]. После обработки Т83 θ' пластины образуют в теле зерен цепочки вдоль линий дислокаций (рис. 2а), как и после Т6, тогда как после обработки Т840 обнаружены только одиночные частицы данной фазы [2, 3, 21].

Вдоль границ зерен обнаружены относительно более грубые частицы неправильной формы (рис. 2в). Исходя из особенности их расположения и морфологии можно предположить, что данные частицы являются равновесной θ -фазой (Al_2Cu , $I4/mcm$).

На рис. 3 представлены гистограммы распределения размеров пластинок Ω - и θ' -фаз в теле зерен сплава после различных обработок. Распределение соответствующих диаметров и толщин пластинок были описаны логарифмически нормальными функциями следующего вида:

$$f = \frac{a_D}{D} \exp \left[-0.5 \times \left(\frac{\ln D/D_0}{k_D} \right)^2 \right], \quad (3)$$

где a_D (или a_l), D_0 (или t_0) и k_D (или k_l) — коэффициенты, которые представлены в табл. 2. Видно, что промежуточная деформация, как и в случае с механическими свойствами на растяжение (табл. 1), немонотонно влияет на диаметр и толщину пластинок Ω - и θ' -фаз, а также на плотность их выделения (N_V).

Отличительной чертой Ω -фазы после обработки Т83 является то, что ее пластины имеют самый большой коэффициент формы (КФ) — отношение D_0 к t_0 — по сравнению с обработками Т6 и Т840 (табл. 2). Аналогичная тенденция к немонотонной зависимости размера Ω -пластинок от степени пластической деформации в ходе НТМО также выявлена на другом Al-Cu-Mg-Ag -сплаве [5].

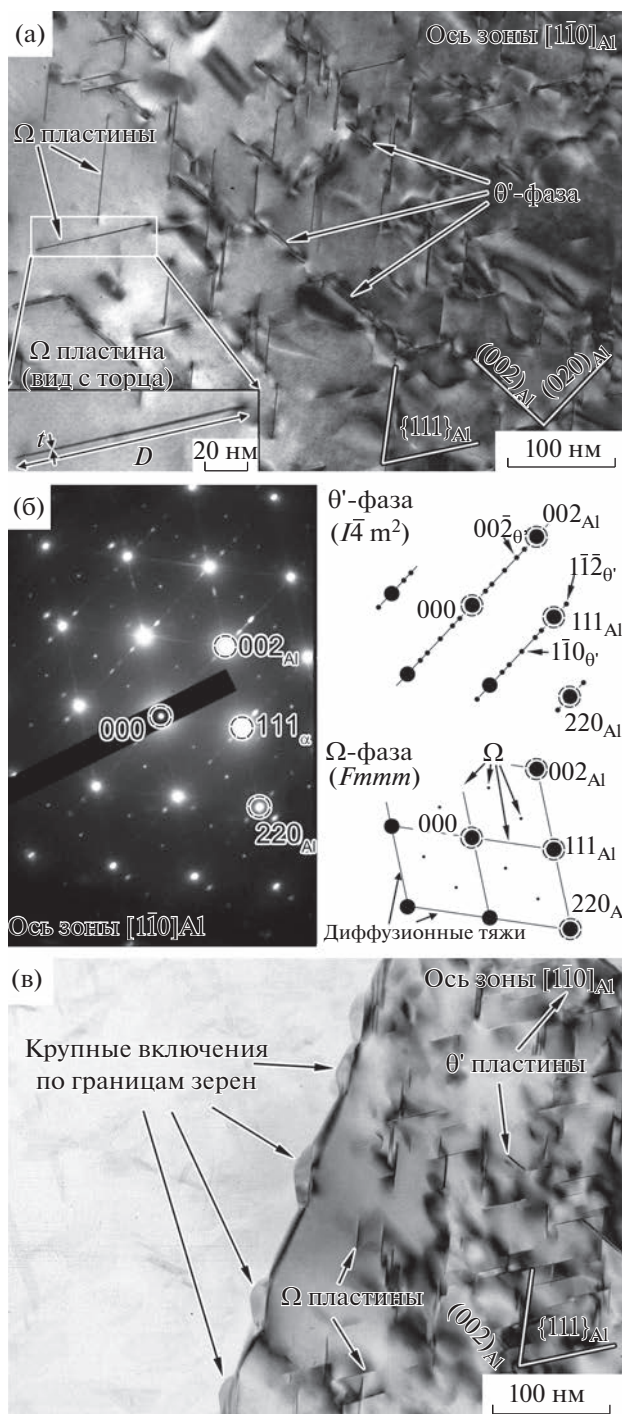


Рис. 2. Микроструктура сплава после обработки Т83. Выделения в теле (а, б) и по границам зерен (в). Картина дифракции электронов (б).

тонной зависимости размера Ω -пластинок от степени пластической деформации в ходе НТМО также выявлена на другом Al-Cu-Mg-Ag -сплаве [5].

Особенности атомной структуры Ω -фазы, которые хорошо видны на примерах рис. 3 [14, 16–20, 26], обеспечивают формирование в Al-Cu-Mg-Ag -

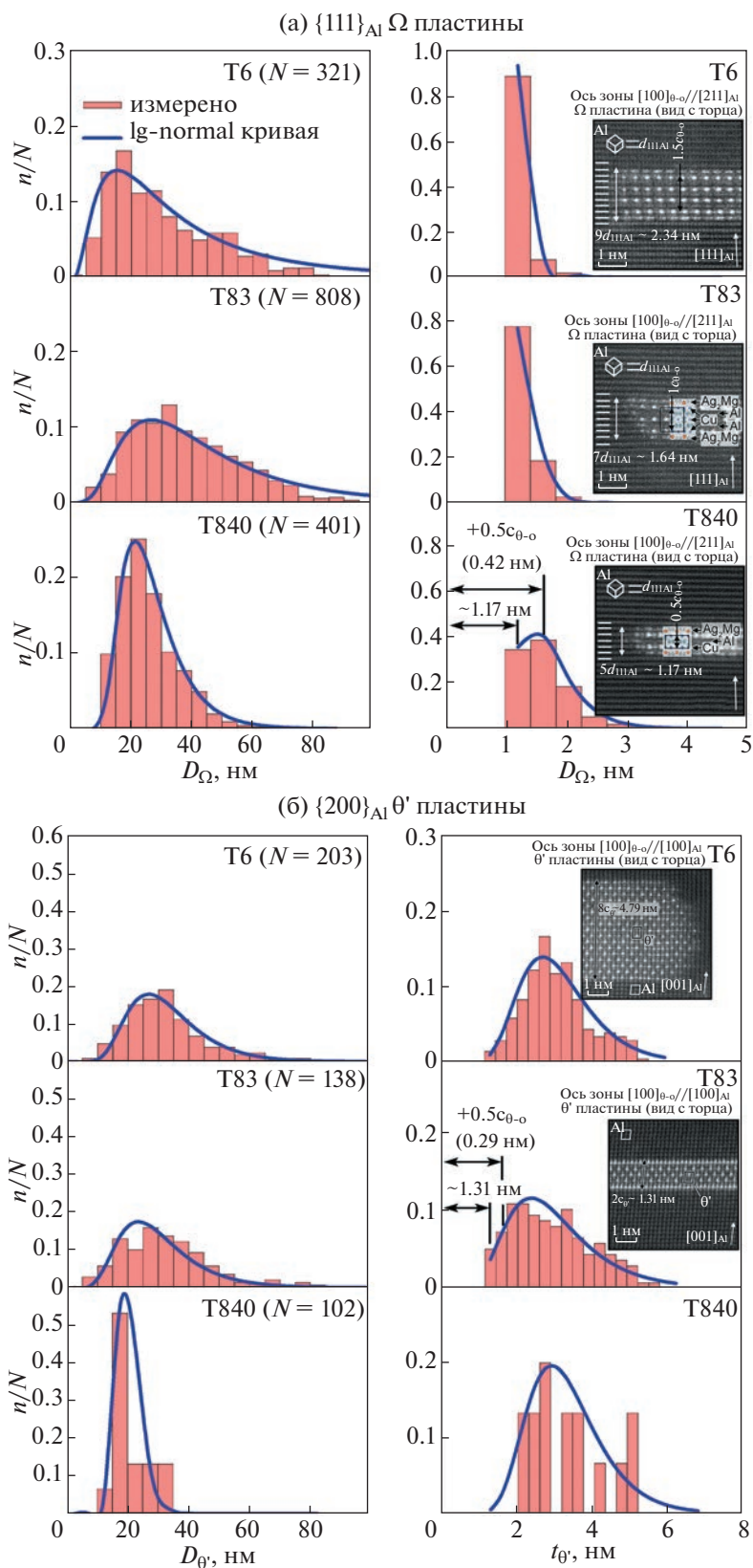


Рис. 3. Гистограммы распределения диаметров $D_{\Omega}/D_{\theta'}$ и толщин $t_{\Omega}/t_{\theta'}$ для пластины Ω - (а) и θ' -фазы (б) в теле зерен в сплаве после обработок Т6, Т83 и Т840. Снимки ПЭМ, полученные в осях зон $[211]_{\text{Al}}/[100]_{\theta-o}$ (а) и $[100]_{\text{Al}}/[100]_{\theta'}$ (б), представляют проекции с торца Ω и θ' пластин, а также подход к оценке их толщин. Следует отметить, что экспериментально наблюдаемые минимальные толщины Ω и θ' пластин составляют ~ 1.17 ($0.5 c_{\theta-o}$) и 1.31 нм ($2 c_{\theta'}$) соответственно.

Таблица 2. Коэффициенты логарифмически нормальных функций (3), описывающих распределения размеров пластин, а также морфологические параметры Ω и θ' -фаз в сплаве после обработок Т6, Т83 и Т840

Фаза	Обработка	a_D , нм	D_0 , нм	k_D	a_t , нм	t_0 , нм	k_t	КФ (D_0/t_0)	N_V , м ⁻³	F_V , %
Ω	Т6	3.0	29	0.8	1.1	1.17	0.16	~25	$(5 \pm 1) \times 10^{21}$	0.36
	Т83	3.5	38	0.6	0.9	1.17	0.23	~32	$(4 \pm 1) \times 10^{21}$	0.46
	Т840	4.5	20	0.45	0.7	1.55	0.30	~13	$(13 \pm 1) \times 10^{21}$	0.62
θ'	Т6	5.2	31	0.38	0.4	3.0	0.32	~10	$(5 \pm 1) \times 10^{20}$	0.11
	Т83	4.5	28	0.42	0.3	2.8	0.40	~10	$(5 \pm 1) \times 10^{20}$	0.09
	Т840	12.0	20	0.20	0.6	3.2	0.30	~6	$(5 \pm 1) \times 10^{20}$	0.05

сплаве после различных обработок близких по диаметру, однако более тонких пластин по сравнению с θ' -пластинами. После обработки Т840 Ω пластины практически полностью теряют уникальную морфологическую особенность, которая отражается в уменьшении КФ до ~13 (табл. 2).

Статистический анализ частиц также показывает, что плотность выделения Ω -пластин в теле зерен после обработки Т83 с учетом погрешности вычисления практически соизмерима с плотностью выделений после обработки Т6. С увеличением степени промежуточной пластической деформации до 40% (обработка Т840) происходит значительное увеличение плотности ее выделения (на ~176%) по сравнению с обработкой Т6.

Результаты оценки объемной доли частиц показывают, что несмотря на преобладание Ω -фазы в Al–Cu–Mg–Ag-сплаве, ее количество все равно значительно меньше, чем θ' -фазы в Al–Cu–Mg-сплавах [12]. Следует отметить, что низкая объемная доля частиц Ω -фазы согласуется с ее метастабильной природой в Al–Cu–Mg–Ag-сплаве [27], тогда как ее сопротивление огрублению при повышенных температурах обеспечивается уникальной структурой ее плоских межфазных границ [14, 16–20, 26].

Несмотря на то, что определение плотности дислокаций (ρ_d) в исследуемом сплаве не проводилось, однако на основании аналогичных изменений в структуре частиц другого, близкого по составу, Al–Cu–Mg–Ag-сплава [5], можно полагать, что ρ_d в исследуемом сплаве также увеличится на один-два порядка. Так, после закалки (без деформации) наблюдался рост ρ_d с $\sim 2 \times 10^{12} \text{ м}^{-2}$ до $\sim 2 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ и $\sim 5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ после промежуточной пластической деформации растяжением на 3% и прокаткой с обжатием на 40% соответственно [5]. Увеличение плотности дислокаций обеспечивает дислокационное упрочнение, которое можно оценить как $\sigma_d = \alpha M G b \sqrt{\Delta \rho_d}$ [27, 28], где $\alpha = 0.24$ – постоянная, $M \approx 3.06$ – фактор Тейлора, $b = 0.286 \text{ нм}$ – вектор Бюргерса дислокации, $G = 25.4 \text{ ГПа}$ – модуль сдвига алюминия. Таким

образом, дополнительное упрочнение от повышения плотности дислокаций $\Delta \sigma_d$ в исследуемом сплаве составляет ~23 и ~119 МПа после обработок Т83 и Т840, соответственно, по сравнению с обработкой Т6.

Предполагая, что общая макроскопическая прочность подобных металлических материалов определяется аддитивным сложением вкладов различных механизмов упрочнения, следует, что остаточный вклад упрочнения от частиц Ω - и θ' -фаз, твердого раствора и границ зерен в исследуемом Al–Cu–Mg–Ag-сплаве после обработки Т83 меньше на ~38 МПа (=420 МПа (Т6, табл. 1) + 23 МПа (σ_d) – 405 МПа (Т83, табл. 1)) по сравнению с обработкой Т6. Поскольку существенных отличий в зеренной структуре исследуемого сплава после обработок Т6 и Т83 не обнаружено, а небольшой разницей вкладов упрочнения от твердого раствора можно пренебречь после старения на максимальную прочность [5], следует, что основное разупрочнение исследуемого сплава после НТМО с небольшой пластической деформацией связано преимущественно с изменениями в морфологии и распределении пластин Ω - и θ' -фаз.

С другой стороны, после обработки Т840, остаточная прочность сплава после вычитания дислокационного вклада упрочнения составляет ~386 МПа (=505 МПа (Т840) – 119 МПа (σ_d)). Как видно, повышение плотности дислокаций и соответствующее упрочнение полностью перекрывает прирост макроскопического предела текучести исследуемого сплава после НТМО, включающей большую пластическую деформацию. Таким образом, высокая плотность выделения Ω пластин с малым КФ в теле зерен (табл. 2), формирование границ зерен, инициированных большой пластической деформацией, относительно грубые выделения частиц по границам зерен, а также повышенная плотность дислокаций, в совокупности обеспечивают увеличение макроскопической прочности Al–Cu–Mg–Ag-сплава после обработки Т840 по сравнению с обработкой Т6.

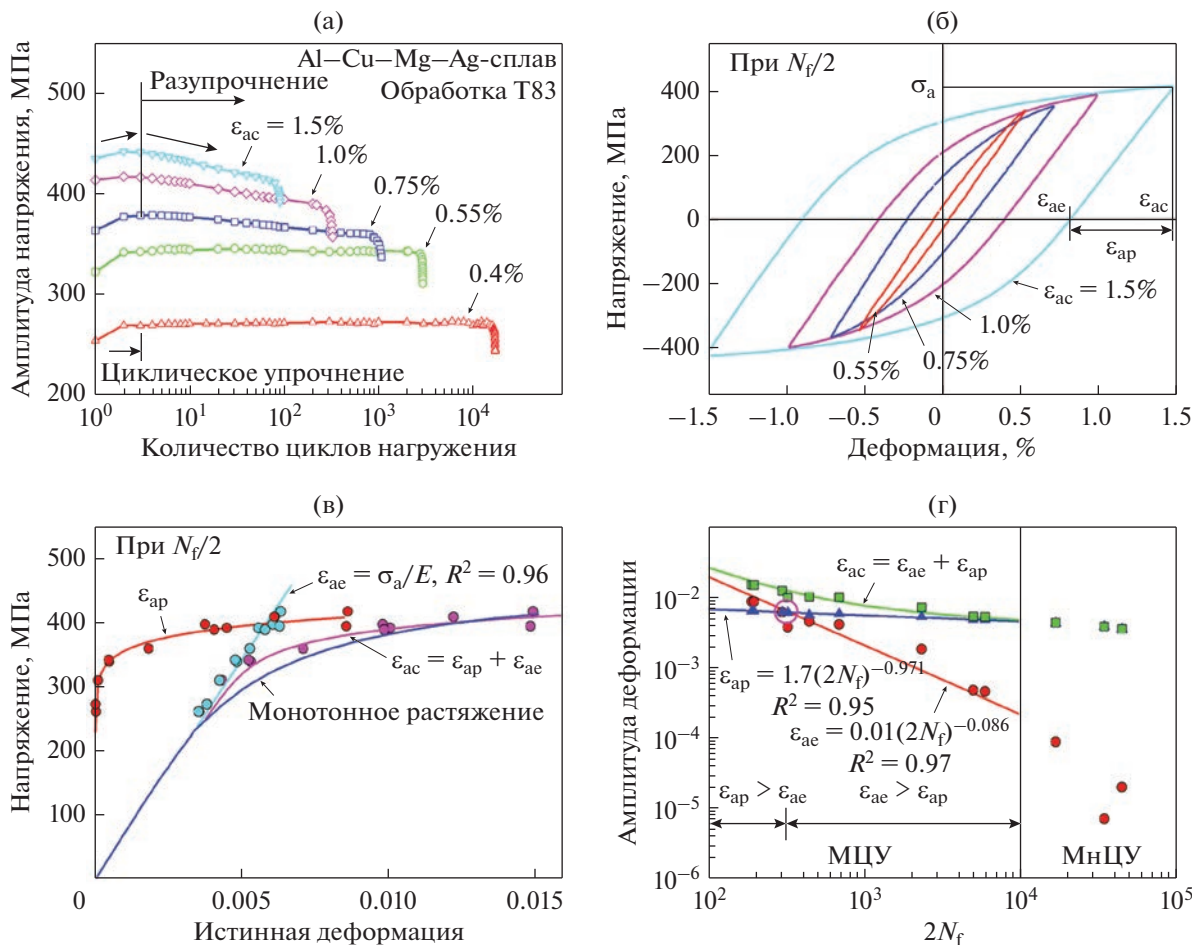


Рис. 4. Зависимость амплитуды напряжений (σ_a) от количества циклов нагружения (а) и петли гистерезиса напряжение–деформация при $N_f/2$ в интервале амплитуд полной деформации (ϵ_{ac}) от 0.55 до 1.5% (б); графическая интерпретация моделей Рамберга–Осгуда (в) и Баскина–Мэнсона–Кохфина (г) для сплава после обработки Т83.

Эволюция амплитуды напряжений (σ_a) при циклическом нагружении с различными ϵ_{ac} для сплава после обработки Т83 показана на рис. 4а. Петли гистерезиса в середине количества циклов нагружения ($N_f/2$) после обработки Т83 (рис. 4б), как и после обработок Т6 и Т840 [2, 3], являются симметричными и представляют изотропный отклик на растяжение–сжатие исследуемого сплава. Необходимо отметить, что механическое поведение

при циклическом нагружении сплава после обработки Т83 является типичным, т.е. рост амплитуды напряжения, вызванный увеличением амплитуды полной деформации ϵ_{ac} , приводит к снижению количества циклов до разрушения [2, 3, 22–24]. Для сплава после обработки Т83 упрочнение, полученное при циклическом нагружении, наблюдается при всех ϵ_{ac} , используемых в данной работе, тогда как после обработок Т6 и Т840 – только при $\epsilon_{ac} > 0.55\%$ [2, 3]. В целом, исследуемый сплав подвержен незначительному циклическому разупрочнению только при больших ϵ_{ac} ($\geq 0.75\%$) после начального упрочнения (рис. 4а).

Таблица 3. Свойства на растяжение и параметры уравнений (1) и (2), описывающие механическое поведение при МЦУ сплава после обработок Т6, Т83 и Т840

Обр.	K' , МПа	n' , 10^{-3}	σ'_f/E , 10^{-3}	b	ϵ'_f	c
Т6	638	66	12	-1×10^{-1}	21	-1.4
Т83	554	64	10	-9×10^{-2}	2	-1.0
Т840	752	78	11	-7×10^{-2}	1	-1.0

Используемые параметры уравнения Рамберга–Осгуда и его графическая интерпретация представлены в табл. 3 и рис. 4в. Обнаружено, что исследуемый сплав после обработки Т83 имеет минимальные значения коэффициентов циклической прочности K' и циклического деформационного упрочнения n' по сравнению со значениями, полученными после обработок Т6 и Т840. Величи-

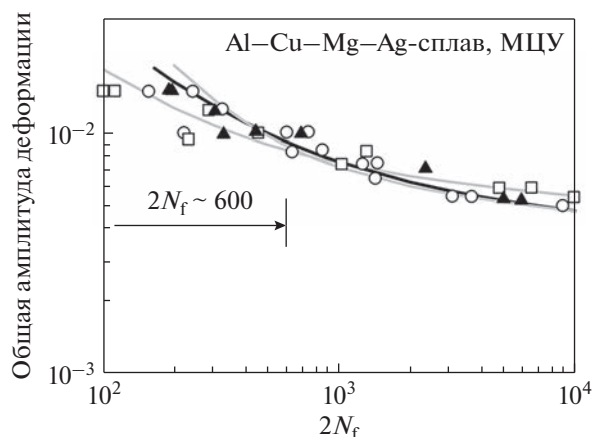


Рис. 5. Усталостная долговечность сплава после различных обработок: Т6 (○), Т83 (▲) и Т840 (□).

ны K' и n' коррелируют с изменением прочностных свойств на растяжение после различных обработок (табл. 1).

Поскольку при каждом цикле нагружения в амплитуде деформации ϵ_{ac} исследуемого сплава после обработки Т83 преобладает больший вклад пластической деформации по сравнению с обработками Т6 и Т840 [2, 3], малая величина n' после обработки Т83 свидетельствует о более низкой скорости накопления дислокаций, которая определяется разностью скоростей их образования и аннигиляции при циклической деформации. Так как исходная повышенная плотность дислокаций после обработки Т83, по сравнению с обработкой Т6, должна способствовать большей скорости их накопления, то процессы их аннигиляции напрямую зависят от способности пластин, как основной фазы-упрочнителя, сопротивляться перерезанию или огибанию дислокациями [26, 27] как при прямом, так и реверсивном движении в процессе циклического растяжения и сжатия при комнатной температуре, соответственно. Поскольку механическое поведение при циклическом нагружении коррелирует со структурно-фазовым состоянием Al–Cu–Mg–Ag-сплава после обработки Т83, которое характеризуется меньшей толщиной Ω пластин, а также плотностью их выделения, соизмеримой с плотностью после обработки Т6, то микроструктурный подход к повышению макроскопической прочности за счет увеличения дисперсности упрочняющих пластин требует дополнительного более детального рассмотрения.

Усталостная долговечность сплава была описана уравнением Баскина–Мэнсона–Коффина с коэффициентами, представленными в табл. 3 и на рис. 4г. Основное отличие в механическом поведении сплава после различных обработок проявляется при МЦУ с большими амплитудами дефор-

мации $\epsilon_{ac} = 1\text{--}1.5\%$ (рис. 4г), когда преобладает вклад пластической деформации (ϵ_{ap}), при количестве циклов нагружения (N_f) менее ~ 300 (рис. 5). Как видно, исследуемый сплав после обработки Т83 демонстрирует усталостную долговечность незначительно хуже, чем после обработки Т6. Таким образом, для достижения высоких показателей усталостной долговечности при правке листов после коробления в условиях высокотемпературного нагрева под закалку целесообразно уменьшить степень промежуточной пластической деформации до минимальных величин. Следует отметить, что усталостная долговечность сплава после таких обработок, как Т6, Т83 и Т840, коррелирует с относительным удлинением до разрушения (δ) при монотонном растяжении (табл. 1).

ВЫВОДЫ

Исследовано механическое поведение при монотонном и циклическом нагружении Al–4.5Cu–0.56Mg–0.77Ag–0.42Mn–0.12Ti–0.05V–0.02Fe (в мас. %) сплава после НТМО, включающей закалку, одноосное растяжение на 3% и старение на максимальную прочность (обработка Т83). Сравнительный анализ параметров микроструктуры и механического поведения при циклическом нагружении по жесткому циклу (малоцикловая усталость) сплава после различных обработок показал, что:

(1) Сплав после обработки Т83 демонстрирует минимальные прочностные свойства на растяжение по сравнению со свойствами, полученными после традиционного искусственного старения (обработка Т6) и НТМО, включающей прокатку с обжатием 40% (Т840). Обработка Т83 приводит к уменьшению толщины Ω -пластин и соответствующему увеличению их коэффициента формы по сравнению с обработками Т6 и Т840. После обработки Т83 плотность выделения Ω -пластин в Al–Cu–Mg–Ag-сплаве соизмерима с аналогичным параметром после обработки Т6.

(2) Коэффициенты циклической прочности K' и циклического деформационного упрочнения n' в уравнении Рамберга–Осгуда имеют минимальные значения после обработки Т83 по сравнению с обработками Т6 и Т840. Данные коэффициенты коррелируют с изменением предела текучести и временного сопротивления разрушению при монотонном растяжении исследуемого сплава после различных обработок.

(3) Для достижения высоких показателей усталостной долговечности целесообразно уменьшить до минимальных величин степень промежуточной пластической деформации при правке листов после коробления при высокотемпературном нагреве под закалку. Усталостная долговечность соотно-

сится с относительным удлинением до разрушения при монотонном растяжении исследуемого сплава после различных обработок.

Работа выполнена при поддержке государственного задания FZWG-2023-0005 “Природа влияния холодной пластической деформации на фазовые превращения и свойства алюминиевых сплавов” с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ “БелГУ”, деятельность которого осуществлялась в рамках договора № 075-15-2021-690 (РФ-2296.61321X0030) с Минобрнауки России.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Polmear I.J., Pons G., Barbaux Y., Octor H., Sanchez C., Morton A.J., Borbridge W.E., Rogers S. After Concorde: Evaluation of creep resistant Al–Cu–Mg–Ag alloys // Mater. Sci. Technol. 1999. V. 15. P. 861–868.
2. Gazizov M., Kaibyshev R. Low-cyclic fatigue behaviour of an Al–Cu–Mg–Ag alloy under T6 and T840 conditions // Mater. Sci. Technol. 2017. V. 33. P. 688–698.
3. Газизов М.Р., Кайбышев Р.О. Кинетика и механизм разрушения при циклическом нагружении Al–Cu–Mg–Ag сплава // ФММ. 2016. Т. 117. № 7. С. 748–757.
4. Gazizov M., Zuiko I., Kaibyshev R. Effect of cold plastic deformation prior to ageing on creep resistance of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // Mater. Sci. Forum. 2014. V. 794–796. P. 278–283.
5. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of pre-straining on the aging behavior and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Ag alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 625. P. 119–130.
6. Auld J.H. Structure of metastable precipitate in some Al–Cu–Mg–Ag alloys // Mater. Sci. Technol. 1986. V. 2. P. 784–787.
7. Kerry S., Scott V.D. Structure and orientation relationship of precipitates formed in Al–Cu–Mg–Ag alloys // Met. Sci. 1984. V. 18. P. 289–294.
8. Muddle B.C., Polmear I.J. The precipitation Ω phase in Al–Cu–Mg–Ag alloys // Acta Metall. 1989. V. 37. P. 777–789.
9. Abis S., Mengucci P., Riontino G. A study of the high-temperature ageing of Al–Cu–Mg–Ag alloy 201 // Philos. Mag. 1993. V. B67. № 4. P. 465–484.
10. Ringer S.P., Yeung W., Muddle B.C., Polmear I.J. Precipitate stability in Al–Cu–Mg–Ag alloys aged at high temperatures // Acta Metall. Mater. 1994. V. 42. P. 1715–1725.
11. Wang S.C., Starink M.J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys // Int. Mater. Rev. 2005. V. 50. P. 193–215.
12. Зу́йко И.С., Газизов М.Р., Кайбышев Р.О. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплава системы Al–Cu–Mn–Mg–Zr // ФММ. 2016. V. 117. № 9. С. 938–951.
13. Garg A., Howe J.M. Convergent-beam electron diffraction analysis of the Ω phase in an Al–4.0Cu–0.5Mg–0.5Ag alloy // Acta Metall. Mater. 1999. V. 39. P. 1939–1946.
14. Hutchinson C.R., Fan X., Pennycook S.J., Shiflet G.J. On the origin of the high coarsening resistance of Ω plates in Al–Cu–Mg–Ag alloys // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 2827–2841.
15. Knowles K.M., Stobbs W.M. The structure of {111} age-hardening precipitates in Al–Cu–Mg–Ag alloys // Acta Crystallogr. 1988. V. 44. P. 207–227.
16. Kang S.J., Zuo J.-M., Han H.N., Kim M. Ab initio study of growth mechanism of omega precipitates in Al–Cu–Mg–Ag alloy and similar systems // J. Alloys Compd. 2018. V. 737. P. 207–212.
17. Kang S.J., Kim Y.W., Kim M., Zuo J.M. Determination of interfacial atomic structure, misfits and energetics of Ω phase in Al–Cu–Mg–Ag alloy // Acta Mater. 2014. V. 81. P. 501–511.
18. Gazizov M.R., Boev A.O., Marioara C.D., Holmestad R., Aksyonov D.A., Gazizova M.Yu., Kaibyshev R.O. Precipitate/matrix incompatibilities related to the {111}_{Al} Ω plates in an Al–Cu–Mg–Ag alloy // Mater. Charact. 2021. V. 182. P. 111586.
19. Fonda R.W., Cassada W.A., Shiflet G.J.J. Accommodation of the misfit strain surrounding {111} precipitates (Ω) in Al–Cu–Mg–(Ag) // Acta Metall. Mater. 1992. V. 40. P. 2539–2546.
20. Gazizov M.R., Boev A.O., Marioara C.D., Holmestad R., Gazizova M.Y., Kaibyshev R.O. Edge interfaces of the Ω plates in a peak-aged Al–Cu–Mg–Ag alloy // Mater. Charact. 2022. V. 185. P. 111747.
21. Gazizov M., Kaibyshev R. High cyclic fatigue performance of Al–Cu–Mg–Ag alloy under T6 and T840 conditions // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2017. V. 27. P. 1215–1223.
22. Золотопевский В.С. Механические свойства металлов. М.: МИСИС, 1998. 400 с.
23. Niesłony A., Dsoki C., Kaufmann H., Krug P. New method for evaluation of the Manson–Coffin–Basquin and Ramberg–Osgood equations with respect to compatibility // Int. J. Fatigue. 2008. V. 30. P. 1967–1977.
24. Lapovok R., Loader C., Torre F.H.D., Semiatin S.L. Microstructure evolution and fatigue behavior of 2124 aluminum processed by ECAE with back pressure // Mater. Sci. Eng. 2006. V. A425. P. 36–46.
25. Williams D.B., Carter B.C. Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science. Springer, New York, 2009. 775 p.
26. Gazizov M.R., Belyakov A.N., Holmestad R., Gazizova M.Yu., Krasnikov V.S., Bezborodova P.A., Kaibyshev R.O. The deformation behavior of the {111}_{Al} plates in an Al–Cu–Mg–Ag alloy // Acta Mater. 2023. V. 243. P. 118534.
27. Gazizov M., Kaibyshev R., Precipitation structure and strengthening mechanisms in an Al–Cu–Mg–Ag alloy // Mater. Sci. Eng. 2017. V. A702. P. 29–40.
28. Kamikawa N., Huang X., Tsuji N., Hansen N. Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminum deformed to high strain and annealed // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 4198–4208.