

УДК 669.721'71'5: 621.762.224

## СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ ИЗ ПЛИТ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО НАГРЕВА

©2023 г. Е.Ф. Волкова, В.А. Дуюнова, И.В. Мостяев, А.А. Алиханян, М.В. Акинина

НИЦ «Курчатовский институт» — ВИАМ, Москва

E-mail: lab24@viam.ru

Поступила в редакцию 26 декабря 2022 г.

После доработки 29 июня 2023 г. принята к публикации 17 июля 2023 г.

Изложены результаты исследования структуры, фазового состава, механических, коррозионных свойств плит из конструкционного алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg в разных состояниях. Проведен сравнительный анализ полученных результатов со свойствами серийного сплава-аналога — АК4-1. Установлено, что исследуемый сплав превосходит аналог по прочностным свойствам при комнатной и повышенной (до 175 °С) температурах на 9—12%. Величина ударной вязкости *KCU* сплава системы Al-Cu-Mg в 2 раза больше, чем у сплава АК4-1. Показано, что повышение прочностных и коррозионных свойств сплава после эксплуатационного нагрева может быть объяснено особенностями фазового состава и морфологией интерметаллических фаз, в том числе фаз переходных металлов, образующихся в небольших количествах в поверхностных слоях образцов.

*Ключевые слова:* сплав системы Al-Cu-Mg; плиты; эксплуатационный нагрев; механические свойства; коррозионные свойства; особенности фазового состава; фазы переходных металлов; морфология фаз.

В отечественном авиационном материаловедении дюралюмины (сплавы системы Al-Cu-Mg), как известно, — основные конструкционные металлические материалы. Конструкционные жаропрочные дюралюмины находят широкое применение в самолетостроении при изготовлении деталей авиационных изделий, предназначенных к эксплуатации в условиях повышенных температур и нагрузок [1—5]. Сплавы этой группы могут подвергаться разным видам термической обработки, отличаются благоприятным сочетанием высоких прочностных и пластических характеристик (для некоторых сплавов в широком диапазоне температур от –70 до 350—400 °С), хорошим уровнем усталостных свойств, технологичностью. Некоторые дюралюмины пригодны для получения качественных сварных соединений. Различие этих термически упрочняемых сплавов определяется составом, кристаллической структурой и свойствами дисперсных частиц интерметаллидов, выделяющихся из пересыщенного

твердого раствора и определяющих эффект упрочнения. Главное свойство этих интерметаллических соединений — очень высокая по сравнению с матрицей твердость.

Однако, как отмечается в работах отечественных и зарубежных исследователей, основным недостатком большинства сплавов этой группы — невысокий уровень коррозионной стойкости [6—9]. Для более успешного применения дюралюминов необходимы дополнительные исследования в области воздействия коррозионной среды на стойкость сплавов этой группы, направленные на изыскание возможности повышения их коррозионной стойкости.

В НИЦ «Курчатовский институт» — ВИАМ разработан и запатентован конструкционный жаропрочный деформируемый сплав системы Al-Cu-Mg. По формальным признакам в соответствии с действующими нормативами и стандартами этот сплав может быть отнесен к группе дюралюминов. Следует отметить, что благодаря особеннос-

тям легирования он обладает комплексом повышенных статических и динамических характеристик, что отличает его от известных серийных дюралюминов. Разработка композиции этого сплава основана на оптимизации состава путем расчета и подбора эквивалентного содержания меди и магния [10—14]. Исходя из производственной необходимости, отработана технология изготовления плит сплава системы Al-Cu-Mg, полученная партия указанных полуфабрикатов. Для успешного их использования важно изучить влияние коррозионной среды, а также воздействия эксплуатационного нагрева на структуру и свойства данного сплава. Известно, что к указанной системе легирования принадлежит широко применяемый жаропрочный конструкционный сплав АК4-1 и его модификации (сплавы АК4-1ч, АК4-2ч и др.) [15—17], которые можно рассматривать в качестве сплавов-аналогов. В нашей работе сравнение основных характеристик проведено для исследуемого сплава и сплава АК4-1.

В статье приведены результаты исследования структурных и фазовых изменений в образцах плит сплава системы Al-Cu-Mg под воздействием коррозионной среды после эксплуатационного нагрева.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.10: Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии изготовления деформированных полуфабрикатов и фасонных отливок из магниевых и алюминиевых сплавов («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18, 19].

**Материал и методика проведения исследований.** Объектом исследования послужили плиты из сплава системы Al-Cu-Mg (патент РФ № 2299256) толщиной 40 и 60 мм. Полученные после горячей прокатки плиты были подвергнуты термической обработке — закалке и искусственному старению (состояние T1). Особенности тонкой структуры изучены на образцах из плит сплава. При этом использованы современные методы исследования с применением просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Tescan G2 F20 S-TWIN с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа X-Max80T. Образцами служили фольги, приготовленные на установке Tенipol-5 фирмы STRUERS ме-

тодом электролитической струйной полировки в охлажденном кислотном-спиртовом электролите. Для части образцов исследование проведено на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Zeiss Evo Ma10 в режиме обратноотраженных электронов, когда контраст изображения формируется отраженными электронами за счет разности средних атомных масс компонентов сплава в исследуемых областях и определяется средним атомным номером фазы (композиционный контраст). Чем выше средний атомный номер исследуемой области (фазы), тем светлее данный участок выглядит на фотографии.

Механические свойства образцов сплава при одноосном растяжении и сжатии определены в соответствии с ГОСТ 1497 и ГОСТ 25.503 соответственно на испытательных машинах Zwick/Roell Z100 и Zwick/Roell Z250. Режим эксплуатационного нагрева: 200 °С, выдержка 100 ч.

Коррозионная стойкость определена в соответствии с ГОСТ 9.913 (ОК — общая коррозионная стойкость), ГОСТ 9.021 (МКК — межкристаллитная коррозия), ГОСТ 9.904 (РСК — расслаивающая коррозия).

Для испытаний по определению ОК использовали образцы сплава из долевого направления плит в состоянии T1. В соответствии с ГОСТ 9.913 применен метод полного погружения образцов в раствор 3% NaCl + 0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, длительность выдержки в растворе 90 сут.

Испытания образцов на МКК проводили по ГОСТ 9.021 с погружением образцов в раствор №2 (при температуре 30±5 °С), длительность выдержки в растворе 6 ч.

Испытания образцов на склонность к РСК по ГОСТ 9.904 осуществляли в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор №2, длительность выдержки в растворе 2 сут.

При оценке коррозионных свойств использовались: аналитические лабораторные электронные весы DV215CD; микроскоп металлографический OLYMPUS GX-51; шкаф сушильный/воздушный стерилизатор типа FD115; штангенциркуль типа ШЦ-II-150-0,05; установка для испытаний материалов на коррозионное растрескивание.

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

**Результаты исследований и их обсуждение.** Проведены испытания основных эксплуатационных характеристик плит из сплава системы Al-Cu-Mg. Результаты представлены в табл. 1 в сравнении с данными для аналогичных полуфабрикатов из сплава АК4-1. Анализ приведенных данных подтверждает преимущества исследуемого сплава системы Al-Cu-Mg. Особенно значительно превосходство изучаемого сплава в условиях испытаний при повышенных температурах. Так, предел ползучести при 150 °С на базе 100 ч ( $\sigma_{0,2/100}^{150}$ ) плит из сплава системы Al-Cu-Mg толщиной 40 и 60 мм соответственно на 19 и 23% выше значений аналогичной характеристики для сплава АК4-1.

Квоты превосходства по величине временного сопротивления  $\sigma_B$  как при комнатной, так и при повышенной (до 175 °С) температурах также выше (на 9—12%). Ударная вязкость *KCU* сплава системы Al-Cu-Mg почти в 2 раза больше, чем у сплава АК4-1. Сравнение проведено на одном виде полуфабрикатов сплавов при прочих равных условиях.

Подробно изучены свойства плит сплава системы Al-Cu-Mg после воздействия эксплуатационного нагрева на образцах (продольные и поперечные) при растяжении в условиях комнатной температуры (табл. 2). Установлено, что режим эксплуатационного нагрева не снижает уровень основных изученных характеристик сплава. Особо следу-

Таблица 1

**Сравнительные данные по механическим свойствам алюминиевых сплавов в закаленном и искусственно состаренном состоянии (режим T1)**

Сплав	Толщина плиты, мм	Временное сопротивление, МПа, при температурах 20—175 °С			Предел ползучести при 150 °С на базе 100 ч $\sigma_{0,2/100}^{150}$ , МПа	Ударная вязкость <i>KCU</i> , кДж/м <sup>2</sup>
		$\sigma_B$	$\sigma_B^{150}$	$\sigma_B^{175}$		
Сплав системы Al-Cu-Mg <sup>1*</sup>	40	$\frac{460-465}{465}$	$\frac{415-415}{415}$	$\frac{390-395}{390}$	290	$\frac{170-185}{182}$
	60	$\frac{460-470}{465}$	$\frac{415-425}{420}$	$\frac{395-400}{400}$	300	$\frac{165-210}{181}$
АК4-1 (минимальные значения) <sup>2*</sup>	40—60	422	382	353	245	90

<sup>1\*</sup>Для экспериментального сплава в числителе — минимальное и максимальное значения характеристики, в знаменателе — среднее по результатам испытаний пяти образцов, вырезанных из плит в продольном их направлении.

<sup>2\*</sup>Авиационные материалы: справочник / под общ. ред. акад. РАН, проф. Е.Н. Каблова. — М.: Изд. ФГУП «ВИАМ». 2008. Т.4: Алюминиевые и бериллиевые сплавы. Ч.1 Деформируемые алюминиевые сплавы. Кн.1.

Таблица 2

**Данные по механическим свойствам<sup>1\*</sup> плит из сплава системы Al-Cu-Mg после воздействия эксплуатационного нагрева<sup>2\*</sup> при испытаниях образцов растяжением при 20 °С**

Толщина плиты, мм	Направление вырезки образца <sup>3*</sup>	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5$ , %
		МПа		
40	Д	$\frac{440-445}{445}$	$\frac{380-385}{380}$	$\frac{6,9-8,9}{8,4}$
	П	$\frac{435-440}{440}$	$\frac{375-380}{380}$	$\frac{4,4-7,0}{6,2}$
60	Д	$\frac{430-440}{435}$	$\frac{365-375}{370}$	$\frac{8,1-9,2}{8,8}$
	П	$\frac{430-440}{435}$	$\frac{370-375}{370}$	$\frac{6,6-8,2}{7,6}$

<sup>1\*</sup>См. сноску <sup>1\*</sup> в табл. 1.

<sup>2\*</sup>Режим эксплуатационного нагрева:  $t = 200$  °С; длительность выдержки при этой температуре  $\tau = 100$  ч.

<sup>3\*</sup>Д, П — вырезка из плиты соответственно в продольном и поперечном ее направлениях.

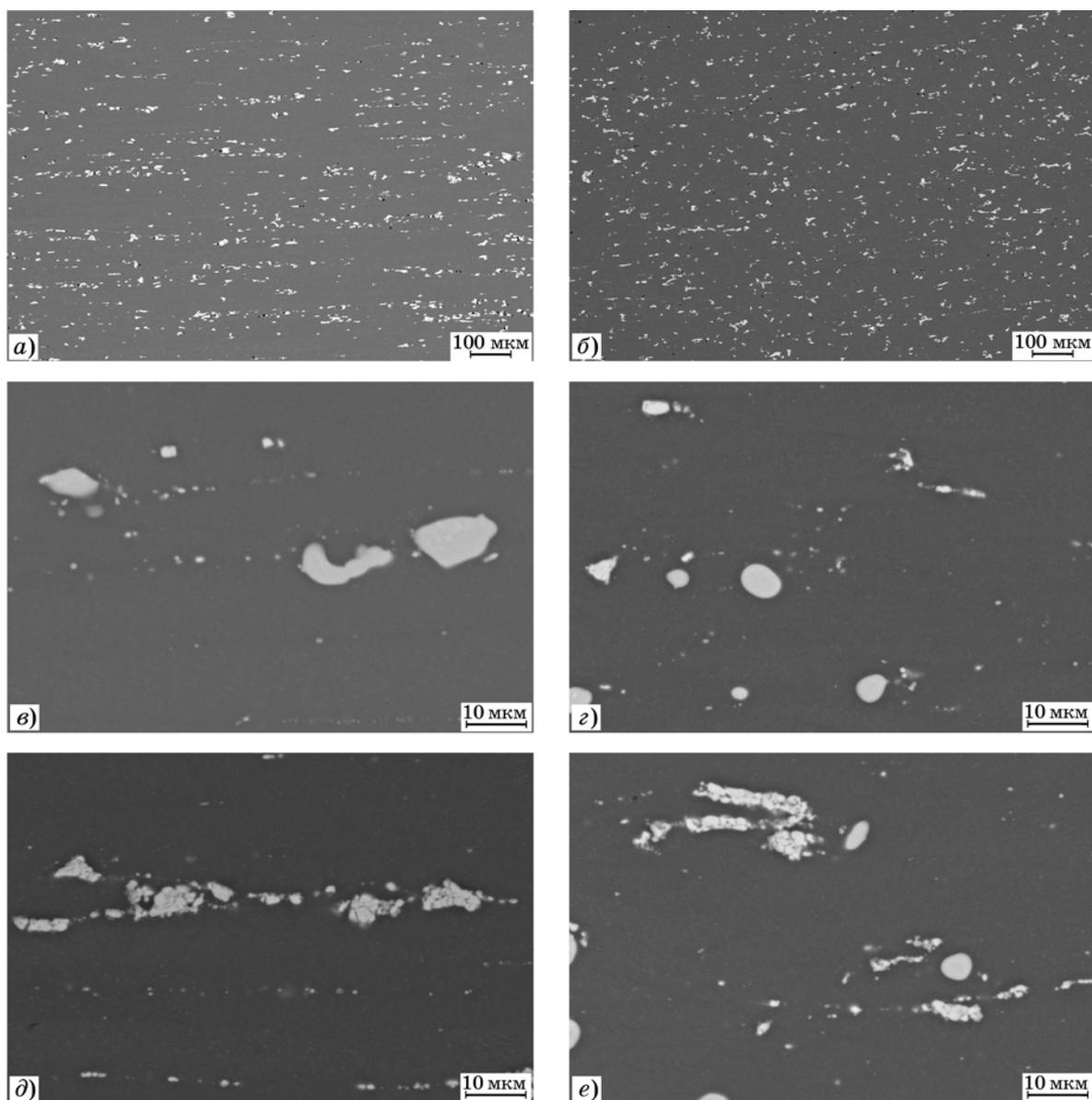
ет отметить факт практического отсутствия анизотропии по таким характеристикам при испытании на растяжение, как временное сопротивление  $\sigma_b$  и условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  сплава после его эксплуатационного нагрева. Уровень пластичности достаточно высок как в поперечном, так и в продольном направлениях плит, однако для относительного удлинения  $\delta_5$  анизотропия выявлена.

Результаты исследования на РЭМ микроструктуры плит сплава системы Al-Cu-Mg в состоянии Т1 в продольном и поперечном направлениях подтверждают наличие выделений частиц эвтектической фазы и интерметалли-

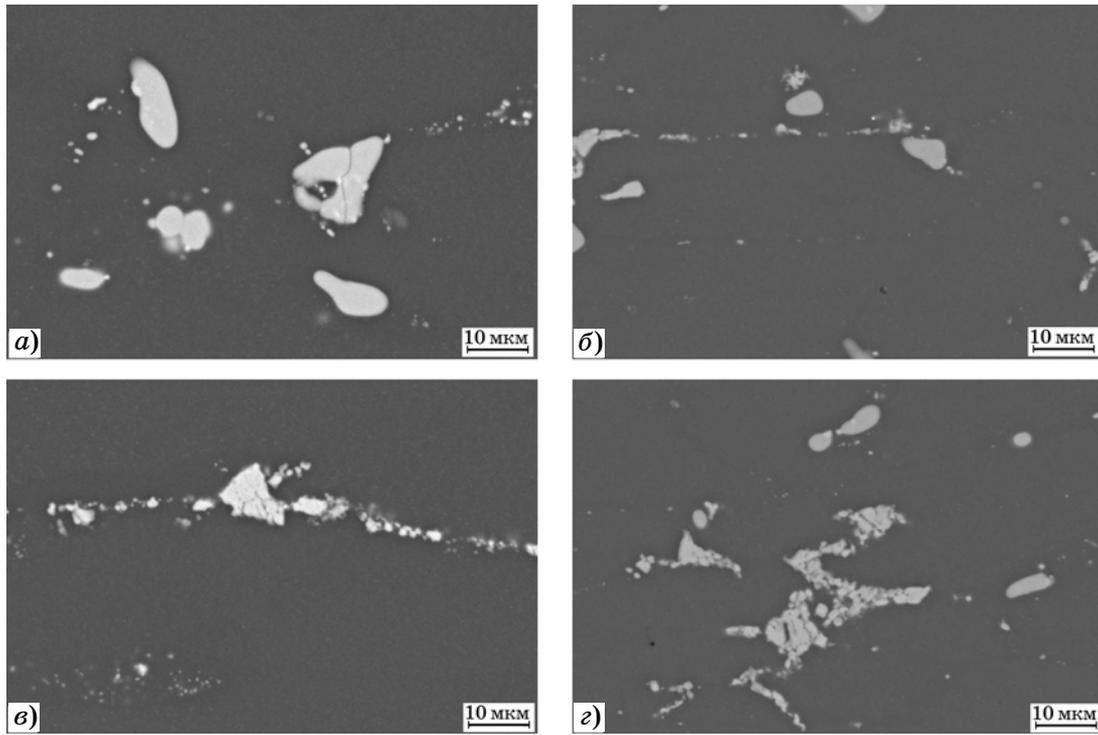
ческих включений и их достаточно равномерное распределение в структуре (фиг. 1, а, б).

Установлено, что морфология частиц эвтектической фазы по границам зерен и дисперсных частиц в объеме зерен для плит толщиной 40 и 60 мм практически идентична (фиг. 1, в—е, фиг. 2, а—г).

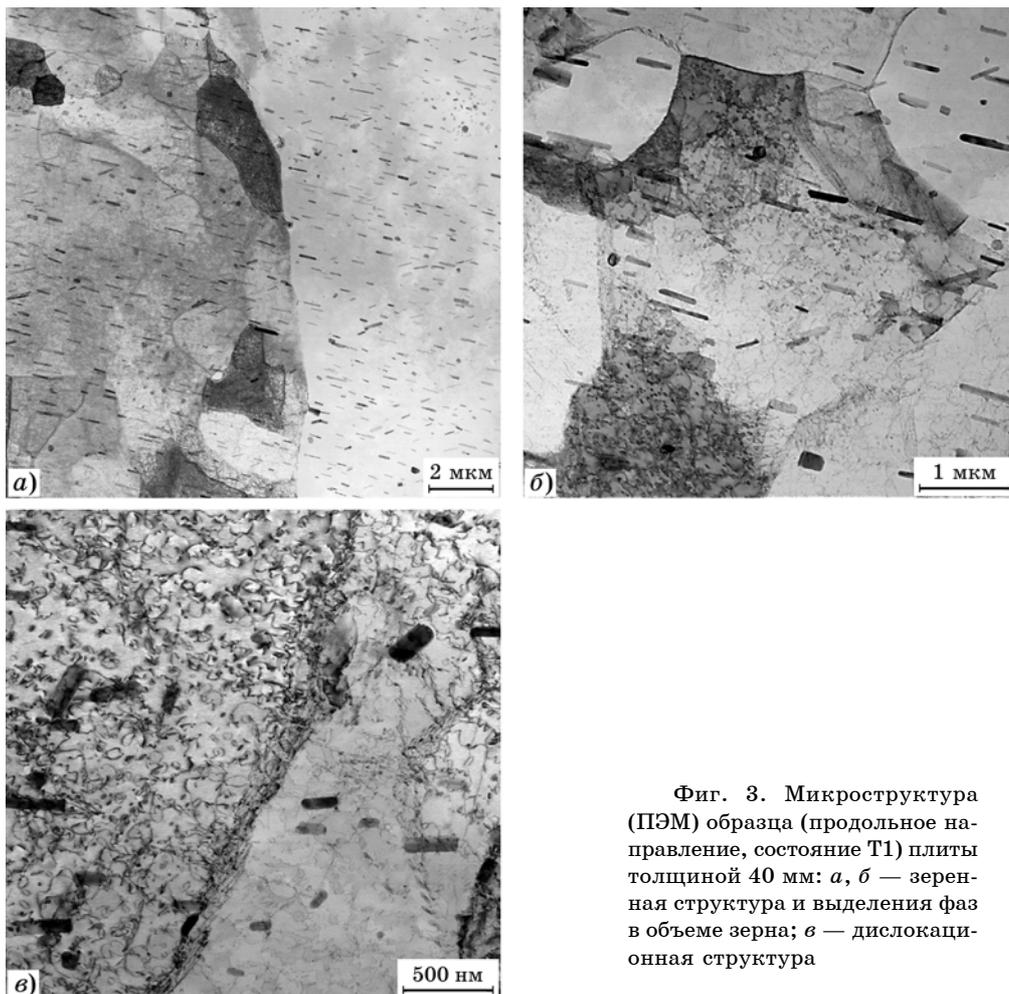
Исследования тонкой структуры плит сплава в состоянии Т1 с помощью ПЭМ подтверждают, что наряду с зерненным строением формируется и субзеренная структура, что является отличительной особенностью данного сплава и было впервые выявлено в работе [20]. Размеры субзерен составляют в среднем от 500 нм до 2 мкм (фиг. 3, а, б).



Фиг. 1. Микроструктура (РЭМ) образцов сплава системы Al-Cu-Mg из плиты (состояние Т1) толщиной 40 мм, вырезанных в продольном (а, в, д) и поперечном (б, г, е) направлениях: а, б — общий вид; в, г — частицы эвтектической фазы по границам зерен; д, е — дисперсные частицы в объеме зерен



Фиг. 2. Микроструктура (РЭМ) образцов сплава системы Al-Cu-Mg из плиты (состояние Т1) толщиной 60 мм, вырезанных в продольном (а, в) и поперечном (б, г) направлениях: а, б — частицы эвтектической фазы по границам зерен; в, г — дисперсные частицы в объеме зерен



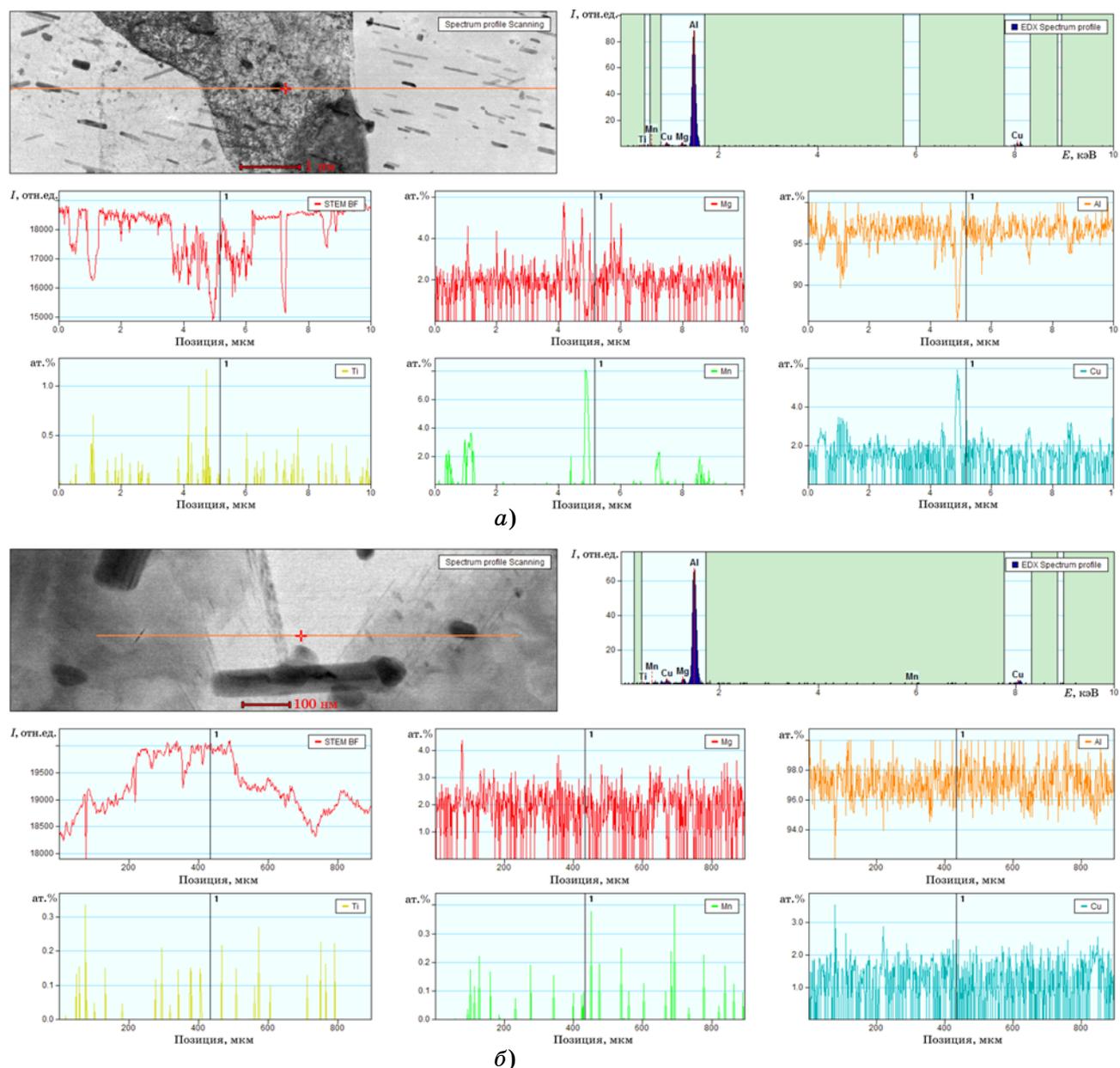
Фиг. 3. Микроструктура (ПЭМ) образца (продольное направление, состояние Т1) плиты толщиной 40 мм: а, б — зеренная структура и выделения фаз в объеме зерна; в — дислокационная структура

Дислокационная структура сплава крайне сложна и характеризуется наличием дислокационных петель и геликоидальных дислокаций (фиг. 3, *в*). Такой характер дислокационной структуры, как правило, тормозит миграцию вакансий, снижает скорость перемещения атомов, что является решающим фактором повышения жаропрочных свойств сплава.

Данные рентгеноспектрального микроанализа по распределению легирующих компонентов в структурных элементах образцов получены на ПЭМ при высоких разрешениях в 1 и 100 нм (фиг. 4, *а, б*). Доказано, что в объеме и на границах субзерен и зерен исследо-

ванных образцов формируются частицы упрочняющей фазы, содержащей значительное количество одних (Cu, Mg) и в малых долях других (Mn и Ti) элементов. При этом частицы упрочняющей фазы сопоставимы по размерам в структуре всех исследованных образцов: ширина частиц 100—200 нм, длина варьируется от 500 нм до 2 мкм. В объеме зерен и реже на границах наблюдаются более крупные частицы, в составе которых марганец и медь. Преимущественно на субграницах наблюдается дисперсная фаза, содержащая медь, магний и титан (см. фиг. 3, *а, б*; фиг. 4, *а, б*).

В предыдущих исследованиях [16, 20, 21] установлено, что это частицы *S'*-фазы, фор-



Фиг. 4. Результаты исследования (ПЭМ) образца (продольное направление) из плиты толщиной 40 мм: *а, б* — распределение легирующих компонентов в структурных элементах образца

мирующей в структуре сплавов группы дюралюминов в процессе искусственного старения из стабильной *S*-фазы ( $Al_2CuMg$ ). Частицы *S'*-фазы отличаются более высокой микротвердостью и термостабильностью (вплоть до 350—400 °С) по сравнению с другими упрочняющими фазами ( $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $AlMgZn$  и др.), которые, как правило, присутствуют в фазовом составе дюралюминов [16, 13]. Очевидно, что наличие подобной термостабильной фазы, ее благоприятная морфология также должны способствовать проявлению жаропрочных свойств у изучаемого сплава системы Al-Cu-Mg.

Особое внимание в настоящей работе уделено испытаниям коррозионной стойкости образцов из плит сплава системы Al-Cu-Mg. Все исследования проведены на образцах без защитных покрытий, результаты приведены в табл. 3 и 4.

Величина потери массы образцов для плит обеих толщин при испытании на общую коррозионную стойкость (ОК) составляет в среднем 5,5—6,1 г/(м<sup>2</sup>·сут). После воздействия агрессивной среды в течение

90 сут в процессе испытания на ОК отмечается снижение уровня основных механических свойств материала:  $\sigma_b$  на 24—25%;  $\sigma_{0,2}$  на 18—19%;  $\delta_5$  на 67,6—71,3%.

Согласно результатам анализа значения характеристик коррозии для плит толщиной 40 и 60 мм весьма близки, за исключением склонности к МКК. Сравнительное изучение полученных данных позволяет констатировать, что эксплуатационный нагрев в целом благоприятно влияет на коррозионные характеристики. Так, результаты по МКК в состоянии после эксплуатационного нагрева плит толщиной 40 мм улучшаются не менее чем в 2 раза, а для плит толщиной 60 мм — на ~28%. Наиболее заметно положительное влияние эксплуатационного нагрева на характеристику РСК, значения которой снижаются в 2 раза для плит обеих толщин: с 7—8 до 3—4 баллов (см. табл. 4).

Закономерность снижения балла по РСК под влиянием длительных температурных воздействий отмечается и для деформированных полуфабрикатов других дюралюминов, в том числе для плит из сплава АК4-1 [20]:

Таблица 3

Общая коррозионная стойкость<sup>1\*</sup> плит сплава системы Al-Cu-Mg

Толщина плиты, мм	$K_{OK}$ , г/(м <sup>2</sup> ·сут)	Снижение механических свойств, %, после выдержки в растворе в течение $\tau_{OK} = 90$ сут		
		$\Delta\sigma_{0,2}$	$\Delta\sigma_b$	$\Delta\delta_5$
40	$\frac{5,9-6,6}{6,1}$	$\frac{8,8-46,7}{19,1}$	$\frac{12,5-50,3}{25,1}$	$\frac{45,0-87,0}{67,6}$
	$\frac{5,1-5,9}{5,5}$	$\frac{9,1-44,1}{18,3}$	$\frac{14,7-44,9}{24,5}$	$\frac{53,9-87,8}{71,3}$

<sup>1\*</sup>См. сноску <sup>1\*</sup> в табл. 1.

Таблица 4

Склонность к межкристаллитной (МКК) и расслаивающей (РСК) коррозии плит сплава системы Al-Cu-Mg

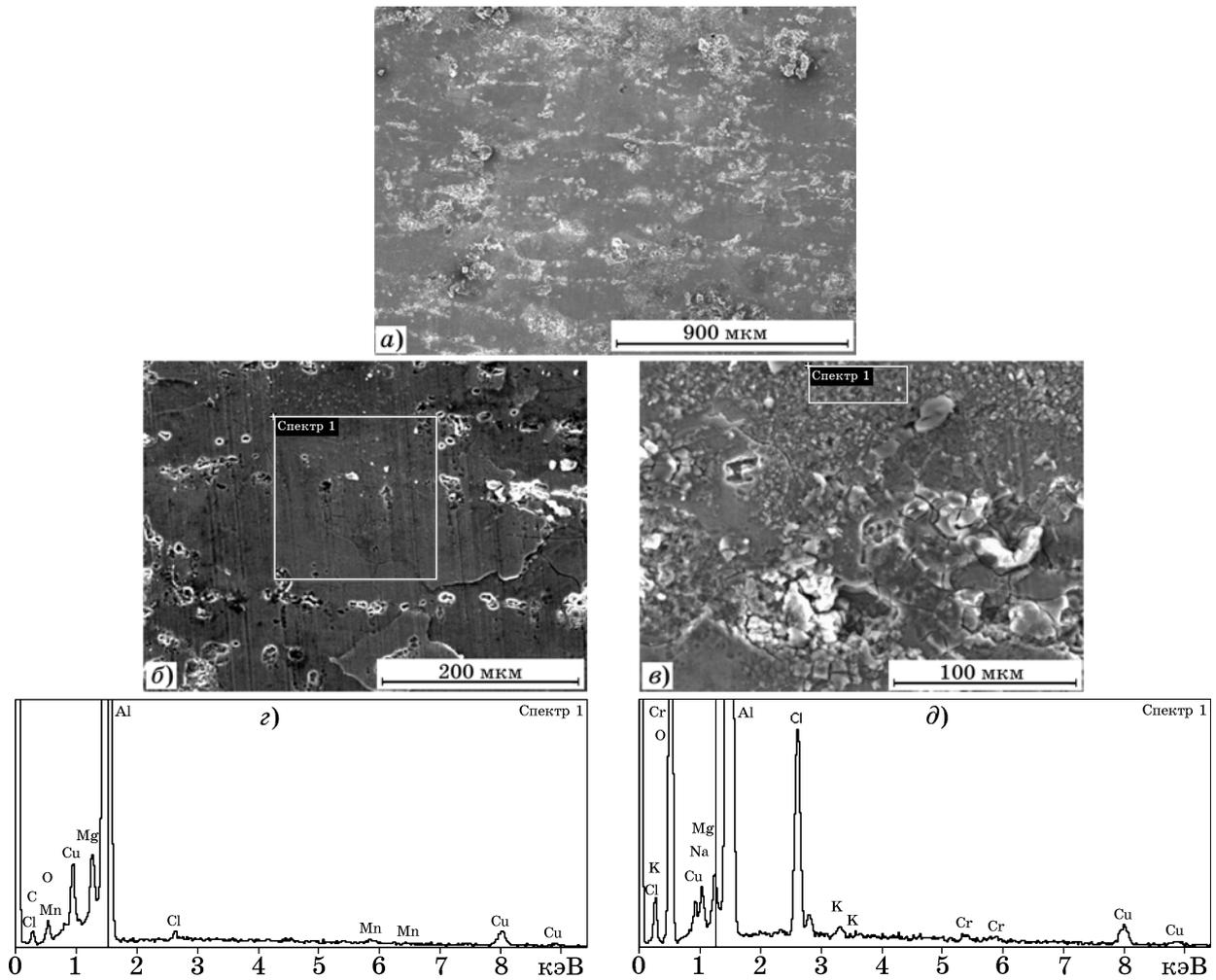
Толщина плиты, мм	Состояние образца	Склонность к коррозии	
		к МКК, мкм	к РСК, балл
40	Без нагрева	204—255	7—8
	После нагрева при 200 °С, 100 ч	102—148	3—4
60	Без нагрева	179—230	7—8
	После нагрева при 200 °С, 100 ч	128—159	3—4

Примечание. Эксперименты с образцами, вырезанными из плиты в долевом ее направлении.

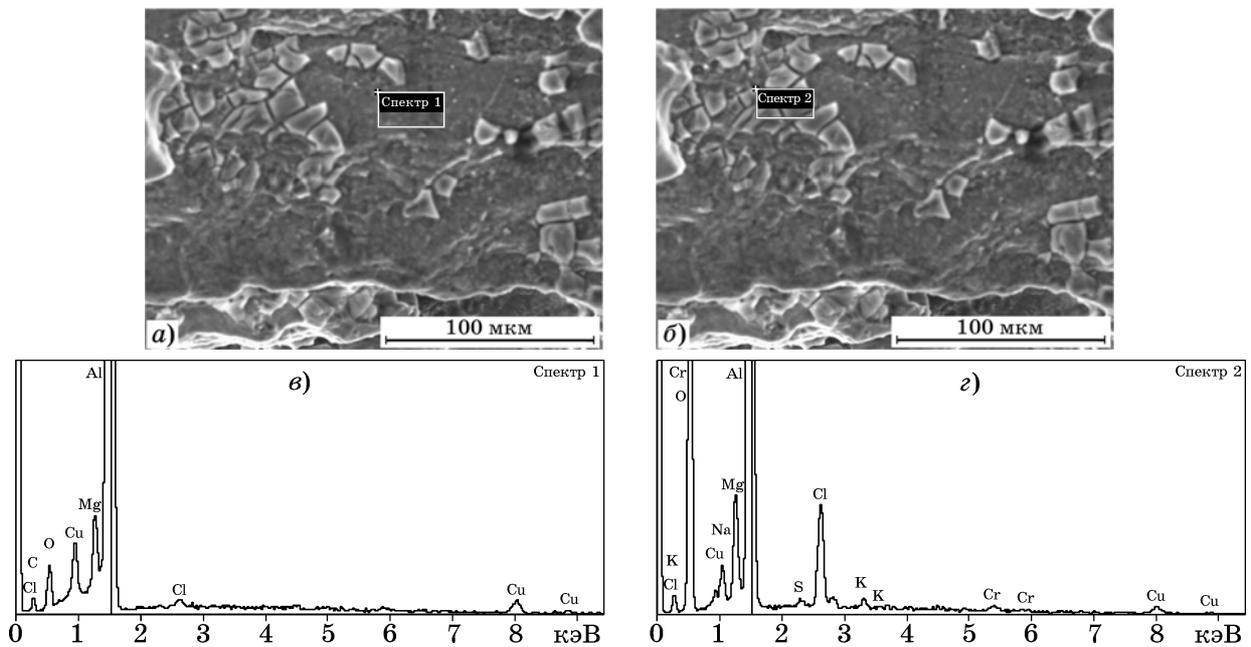
проведение старения плит из этого сплава по «смягчающим» режимам способствует повышению коррозионной стойкости и снижению склонности к РСК с 8 до 6—7 баллов.

Известно, что критерием оценки склонности к РСК, определяемой в баллах, является изменение внешнего вида поверхности образцов сплава. С использованием РЭМ нами изучена поверхностная структура образцов в исходном состоянии Т1 (фиг. 5), в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев при 200 °С, 100 ч (фиг. 6), а также образцов в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев + коррозионные испытания по ГОСТ 9.904 (фиг. 7).

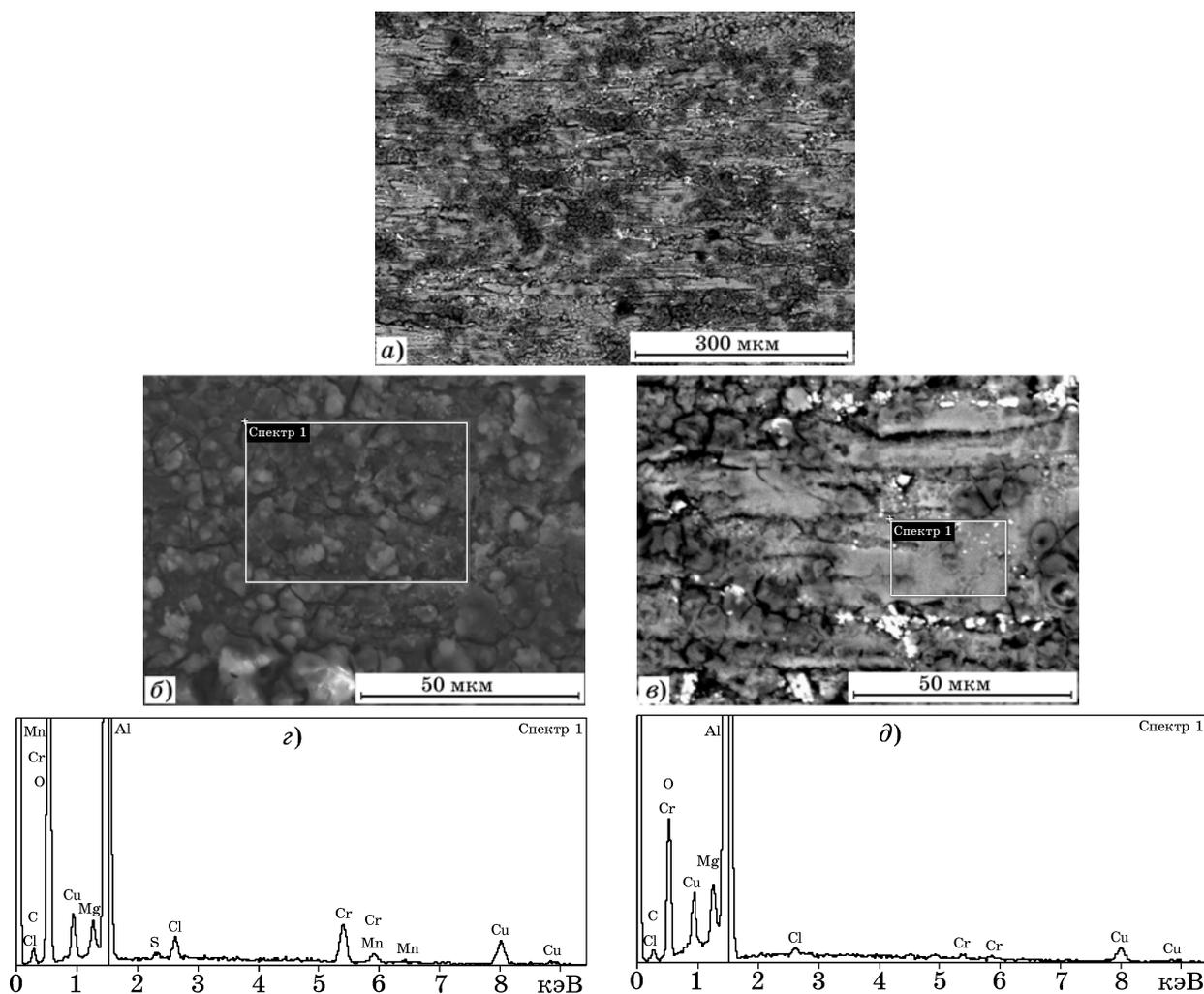
В спектрограммах для разных участков на поверхности образца сплава в исходном



Фиг. 5. Структура (РЭМ) и результаты электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) поверхности образцов из плит сплава системы Al-Cu-Mg в исходном состоянии T1: *a* — общий вид; *б, в* — участок поверхности; *г* — ЭЗМА участка на *б*; *д* — ЭЗМА участка на *в*



Фиг. 6. Структура (РЭМ) и результаты ЭЗМА поверхности образцов из плит сплава системы Al-Cu-Mg в состоянии T1 + эксплуатационный нагрев: *a, б* — внешний вид разных участков поверхности; *в, г* — спектрограммы с отмеченных участков поверхности



Фиг. 7. Структура (РЭМ) и результаты ЭЗМА поверхности образцов из плит сплава системы Al-Cu-Mg в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев + коррозионные испытания по ГОСТ 9.904: *a* — внешний вид; *б, в* — внешний вид разных участков на *a*; *з, д* — спектрограммы, соответствующие отмеченным участкам поверхности на *б* и *в*

состоянии Т1 наряду с пиками основных элементов сплава и кислорода присутствуют пики хлора, серы, калия, хрома. Величина этих пиков указывает на небольшое содержание этих элементов (фиг. 5, *з, д*).

Поверхностная структура образца в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев при 200 °С, 100 ч (фиг. 6, *a—г*) указывает на наличие измененного слоя на поверхности, который отличается от материала в центральной зоне присутствием кислорода. Некоторые микроучастки поверхностного слоя содержат хром (см. фиг. 6, *з*). Окисление материала идет по границам зерен. По границам зерен в значительных количествах наблюдаются оксиды основных элементов — алюминия и магния. В спектрограммах кроме пиков основных элементов сплава и кислорода выявлены пики хлора, серы, кремния

и высокие пики хрома (см. фиг. 6, *з*). Обращает на себя внимание тот факт, что хром (переходный металл) как малая легирующая добавка изучаемого сплава в процессе эксплуатационного нагрева образует в поверхностных слоях сплава интерметаллиды, наночастицы которых располагаются, как правило, по границам зерен (фиг. 6, *б, з*).

В образцах сплава в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев + коррозионные испытания по ГОСТ 9.904 в спектрограммах для разных участков поверхности также установлено наличие наряду с основными элементами сплава и кислородом таких элементов, как хлор, сера, хром, марганец (фиг. 7, *a—д*).

Как и в предыдущем случае, в измененном слое на поверхности образца в отличие от материала в центральной зоне обнаружен кислород. Выявлены достаточно высокие

пики хрома, а также второго переходного металла — марганца (см. фиг. 7, з, д), дополнительно содержащихся в сплаве. Очевидно, воздействие коррозионной среды в этом случае способствует дальнейшему формированию по границам зерен интерметаллидов, содержащих переходные металлы. При этом происходят определенные изменения морфологии частиц интерметаллидов. В научнотехнической литературе есть сведения о том, что присутствие в составе сплава переходных металлов улучшает коррозионную стойкость после проведения определенных видов термической обработки (в частности, «смягчающих отжигов») [20]. Это можно объяснить влиянием частиц интерметаллидов переходных металлов на определенное изменение формы зерен и характера их границ. Зерна становятся более вытянутыми в направлении оси главной деформации с извилистыми границами, что удлиняет пути коррозионного поражения, так как коррозионное поражение распространяется в первую очередь по границам зерен. Как результат — стойкость к коррозии повышается. При воздействии длительных температурных нагревов (в данном случае, эксплуатационный нагрев) интенсивность рассмотренного явления возрастает [20, 22]. Как следует из результатов испытания коррозионных свойств плит из сплава системы Al-Cu-Mg, склонность к РСК образцов в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев + коррозионные испытания по ГОСТ 9.904 снижается от 7—8 до 3—4 балла. Одновременно значительно уменьшается склонность сплава к МКК. Для плит толщиной 40 мм это снижение в среднем двукратное, а для плит толщиной 60 мм составляет ~28% (см. табл. 4).

**Выводы.** Анализ результатов всесторонних исследований структуры, фазового состава, механических и коррозионных свойств образцов из плит сплава системы Al-Cu-Mg в исходном состоянии Т1 (закалка + искусственное старение), в состоянии Т1 + эксплуатационный нагрев при 200 °С, 100 ч, а также состояние Т1 + эксплуатационный нагрев + коррозионные испытания по ГОСТ 9.904 позволяет заключить следующее.

1. В структуре сплава присутствуют равномерно распределенные частицы упрочняющих эвтектической фазы и интерметаллических включений; их расположение по границам и в объеме зерен практически иден-

тично для плит толщиной 40 и 60 мм. Для сплава характерно образование субзеренной структуры (размер субзерен 2—5 мкм) и особой дислокационной структуры, отличающейся наличием дислокационных петель и геликоидальных дислокаций.

2. В качестве основной упрочняющей фазы следует рассматривать  $S'$ -фазу, формирующуюся в структуре сплава в процессе искусственного старения из стабильной  $S$ -фазы ( $Al_2CuMg$ ). Частицы  $S'$ -фазы характеризуются более высокой микротвердостью и термостабильностью; свой вклад вносят и другие упрочняющие фазы ( $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $AlMgZn$  и др.), выделяющиеся в объеме и по границам зерен в виде дисперсных частиц (ширина частиц 100—200 нм, а длина варьируется от 500 нм до 2 мкм).

3. Особенности структурного, фазового и дислокационного строения сплава системы Al-Cu-Mg объясняют его преимущество относительно сплава-аналога АК4-1 по ряду характеристик: предел ползучести при 150 °С на базе 100 ч ( $\sigma_{0,2/100}^{150}$ ) на 19—23% выше, чем у сплава-аналога АК4-1; значения временного сопротивления  $\sigma_b$  при комнатной и повышенной до 175 °С температурах выше на 9—12%, а превышение величины ударной вязкости  $KCU$  составляет почти в 2 раза.

4. Эксплуатационный нагрев приводит к определенным структурно-фазовым изменениям, оказывающим благоприятное влияние на механические свойства плит толщиной 40 и 60 мм: прочностные свойства плит стабилизируются на достаточно высоком уровне, а их анизотропия практически исчезает.

5. К положительному эффекту эксплуатационного нагрева следует также отнести заметное повышение коррозионных характеристик сплава. Результаты по межкристаллитной коррозии улучшаются для плит толщиной 40 мм не менее чем в 2 раза, а для плит толщиной 60 мм — на ~28%. Склонность к расслаивающей коррозии снижается в 2 раза для плит обеих толщин: от 7—8 балла до 3—4 балла. Это связано с изменениями морфологии частиц интерметаллидов, образованных в том числе переходными металлами (хром, марганец), которые вызывают изменение формы зерен и характера их границ, вследствие чего пути коррозионного поражения удлиняются и процесс коррозии замедляется.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колобнев, Н.И. Жаропрочность алюминиевых деформируемых сплавов / Н.И. Колобнев // *Авиац. матер. и технол.* 2016. №1. С.32—36. DOI : 10.18577/2071-9140-2016-0-1-32-36.
2. Антипов, В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники / В.В. Антипов // *Авиац. матер. и технол.* 2017. №S. С.186—194. DOI : 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
3. Антипов, В.В. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы / В.В. Антипов, Ю.Ю. Клочкова, В.А. Романенко // *Авиац. матер. и технол.* 2017. №S. С.195—211. DOI : 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
4. Илларионов, Э.И. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике / Э.И. Илларионов, Н.И. Колобнев, П.З. Горбунов, Е.Н. Каблов ; под общ. ред. Е.Н. Каблова. — М. : Наука, 2001. 192 с.
5. Коновалов, В.В. Исследование корреляционных зависимостей между механическими свойствами авиационных материалов / В.В. Коновалов, С.В. Дубинский, А.Д. Макаров, А.М. Доценко // *Авиац. матер. и технол.* 2018. №2 (51). С.40—46.
6. Chirkov, E.F. Universal structural weldable aluminum alloy 1151 with improved corrosion resistens for operation at elevated and cryogenic temperature / E.F. Chirkov, I.N. Fridlyander, V.V. Cherkassov // *Proc. ICAA-6. Toyohashi (Japan).* 1998. V.3. P.2041—2049.
7. Totten, G.E. Handbook of aluminum : V.1 : Physical metallurgy and processes / G.E. Totten, D.S. MacKenzie (Eds.). — Marcel Dekker, Inc. 2003. 1309 p.
8. Селиванов, А.А. Исследование качества поверхности листов из сплавов системы Al-Mg-Cu / А.А. Селиванов, Е.А. Ткаченко, В.А. Бабанов, А.И. Асташкин // *Тр. ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн.* 2022. №8 (114). Ст.02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 28.10.2022) DOI : 10.18577/2307-6046-2022-0-8-14-30.
9. Антипов, В.В. 90-летняя практика противокоррозионной защиты / В.В. Антипов, В.А. Дуюнова, М.А. Фомина, Т.П. Французова, И.А. Козлов // *Тр. ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн.* 2022. №6 (112). Ст.10. URL <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 28.10.2022) DOI 10.18577/2307-6046-2022-0-6-108-126.
10. Чирков, Е.Ф. Закономерности изменений горячеломкости и жидкотекучести жаропрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg в зависимости от содержания Cu, Mg и добавок переходных металлов / Е.Ф. Чирков // *Авиац. матер. и технол. Вып. «Перспективные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы для авиационной техники».* — М. : Изд. ВИАМ. 2002. С.104—125.
11. Чирков, Е.Ф. О природе воздействия Cu и Mg на эволюцию структуры и жаропрочности алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg / Е.Ф. Чирков // *Технология легких сплавов.* 2002. №4. С.64—70.
12. Chirkov, E.F. Fundaments of developing compositions for weldable wrought aluminum alloys with enhanced heat resistance / E.F. Chirkov // *Proc. ICAA-9. (Australia).* 2005. P.692—699.
13. Чирков, Е.Ф. Темп разупрочнения при нагревах — критерий оценки жаропрочности конструкционных сплавов систем Al-Cu-Mg и Al-Cu / Е.Ф. Чирков // *Авиац. матер. и технол.* 2013. №S. С.11—19.
14. Селиванов, А.А. Высокопрочный алюминиевый деформируемый свариваемый сплав В-1963 для деталей силового набора изделий современной авиационной техники / А.А. Селиванов, Е.А. Ткаченко, О.И. Попова, В.В. Бабанов // *Тр. ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн.* 2017. №2 (50). Ст.01. URL : <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.06.2022) DOI : 10.18577/2307-6046-2017-0-2-1-1.
15. Телешов, В.В. Развитие технологии производства плит из жаропрочного деформируемого алюминиевого сплава АК4-1 в связи с их структурой и механическими свойствами. Ч.1. Сплавы системы Al-Cu-Mg-Fe-Ni и технология изготовления плит / В.В. Телешов // *Технология легких сплавов.* 2014. №3. С.14—28.
16. Телешов, В.В. Развитие технологии производства плит из жаропрочного деформируемого алюминиевого сплава АК4-1. Ч.2. Особенности структуры плоских слитков и прокатанных из них плит / В.В. Телешов // *Технология легких сплавов.* 2014. №4. С.6—22.
17. Селиванов, А.А. Оптимизация режимов искусственного старения кованных и катаных полуфабрикатов из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч / А.А. Селиванов, К.В. Антипов, А.И. Асташкин, Б.В. Овсянников // *Тр. ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн.* 2018. №4 (64). Ст.02. URL : <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 28.10.2022) DOI : 10.18577/2307-6046-2018-0-4-9-19.
18. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // *Авиац. матер. и технол.* 2015. №1. С.3—33. DOI : 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
19. Каблов, Е.Н. Материалы нового поколения — основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России / Е.Н. Каблов // *Интеллект и технологии.* 2016. №2 (14). С.16—21.
20. Каримова, С.А. Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов для изделий авиационной техники / С.А. Каримова // *Защита металлов.* 1993. Т.29. №5. С.729—734.
21. Волкова, Е.Ф. Особенности структуры и свойств плит из конструкционного алюминиевого сплава системы Al-Mg-Cu / Е.Ф. Волкова, И.В. Мостяев, А.А. Алиханян, М.В. Акинина // *Технология легких сплавов.* 2022. №4. С.26—35.
22. Алюминий и его сплавы // *Современные технологии производства.* Дата размещения 17.05.2019. URL : <https://www.extxe.com> (дата обращения 27.11.2022).