

УДК 620.193

Д.К. Рябов<sup>1</sup>, В.В. Антипов<sup>1</sup>, Е.А. Лукина<sup>1</sup>, М.А. Фомина<sup>1</sup>**КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЛИСТОВ СПЛАВА 1913 ПРИ МНОГОСТУПЕНЧАТЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И С ЗАЩИТНЫМИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ НЕОРГАНИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-49-55

*Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов является важнейшей характеристикой для изделий, эксплуатирующихся во всеклиматических условиях. Сохранение высокой прочности конструкционных сплавов при повышении коррозионной стойкости является важной задачей. Для ряда алюминиевых сплавов термическая обработка позволяет изменять данные характеристики в широком интервале. Представлены результаты исследований листов сплава 1913, подвергнутых различным параметрам многоступенчатого старения, оценены их механические и коррозионные свойства, а также показаны результаты натурных испытаний в условиях открытой климатической площадки.*

*Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].*

**Ключевые слова:** сплав 1913, листы, термическая обработка, искусственное старение, коррозионная стойкость.

*Corrosion resistance of aluminum alloys is the most significant characteristic for the articles operated in all-climatic conditions. Retention of high strength of structural alloys increasing their corrosion resistance is an important task. For a number of aluminum alloys the heat treatment allows to change these characteristics in a wide interval. In the article results of the 1913 alloy sheets study subjected to various parameters of multistage aging are presented, their mechanical and corrosion properties are estimated and also results of natural tests in the conditions of an open climatic area are shown.*

*The present work was carried out within the complex scientific direction 8.1. «High-strength weldable aluminum and aluminum-lithium alloys with reduced density and high fracture toughness» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].*

**Keywords:** the 1913 alloy, rolling, heat treatment, artificial aging, corrosion resistance.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Алюминиевые сплавы обладают рядом ценных характеристик, что позволяет применять их для изделий различного назначения. В зависимости от системы легирования и вида термической обработки сплавы могут обладать как высокими показателями прочности, так и высокими показателями коррозионной стойкости. Алюминиевые сплавы являются базовым материалом для конструкции изделий авиационной техники и транспортного машиностроения. Повышение их служебных характеристик является важной и актуальной задачей [1–3].

Для изделий авиационной техники традиционно применяются сплавы типа дуралюмины на основе системы Al–Cu–Mg (для ресурсных зон) и высокопрочные сплавы на основе системы Al–Zn–Mg–Cu (для элементов, работающих на сжатие)

[4]. При этом достаточно перспективной группой сплавов являются среднепрочные свариваемые сплавы системы Al–Zn–Mg. Они обладают высокими показателями прочности, хорошей коррозионной стойкостью и могут применяться для изготовления сварных конструкций. Легирование данных материалов переходными металлами позволяет обеспечить дополнительное упрочнение благодаря изменению структуры полуфабрикатов и улучшить сопротивление коррозионному растрескиванию.

Служебные характеристики данной группы сплавов определяются режимами термической обработки. В зависимости от степени перестаривания можно добиться совершенно разного соотношения между прочностью и коррозионной стойкостью. Известно, что упрочняющая метастабильная фаза зарождается на зонах

Гинье–Престона (Г.П.). У сплава, состаренного при высоких температурах, сразу после закалки наблюдается или два максимума прочности, или прямой участок, который затем переходит к коагуляционному старению. Предварительное естественное старение снижает темп упрочнения при искусственном старении [5]. Большой эффект упрочнения данных сплавов достигается при многоступенчатом старении благодаря большей объемной доле фаз, выделяющихся в процессе низкотемпературного старения, и более коротким расстояниям между выделениями, и, как следствие, к увеличению нагрузки, необходимой для преодоления дислокациями барьера [6].

Помимо склонности к коррозионному растрескиванию сплавы системы Al–Zn–Mg (в особенности высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu) после старения на максимальную прочность подвержены расслаивающей коррозии. Механизмы, лежащие в основе расслаивающей коррозии, являются сложными, и до сих пор данный вопрос обсуждается в научно-технической литературе. Количество факторов, которые могут влиять на распространение данного типа коррозионных поражений, велико, однако в настоящее время нет четкого понимания о степени влияния каждого фактора на развитие расслаивающей коррозии наравне с микроструктурой:

- восприимчивость к межкристаллитной коррозии [7, 8];
- роль эффекта «клина» на границе зерен из-за наличия в электролите продуктов коррозии [9];
- факторы, связанные с ролью сопротивления коррозионному растрескиванию сплавов [10, 11];
- роль водородной хрупкости [12, 13].

В ВИАМ разработан среднепрочный коррозионностойкий алюминиевый сплав марки 1913 [3, 14, 15], легированный малой добавкой скандия. Исследования показали [16, 17], что добавка скандия существенно повышает механические характеристики сплава и ускоряет распад пересыщенного твердого раствора. Изучена также кинетика одноступенчатого старения [18, 19]. Сплав отличается добавкой скандия, который позволяет повысить характеристики прочности, что изучено на алюминиевых сплавах различных систем легирования [20, 21].

Исследовано также коррозионное поведение сплава 1913, в том числе с защитными неметаллическими неорганическими покрытиями в условиях умеренно теплого климата приморской атмосферы на открытой площадке Геленджикского центра климатических испытаний им. Г.В. Акимова (ГЦКИ) в г. Геленджик.

#### Материалы и методы

Исследования проводили на листах из сплава 1913 толщиной 1,5 мм, изготовленных в условиях металлургического производства ОАО «КУМЗ». Для исследования влияния режимов упрочняю-

щей термической обработки на характеристики коррозионной стойкости проводили закалку листов в лабораторных условиях с температуры 465–475°C, правку растяжением и окончательное двухступенчатое старение в интервале температур первой ступени 80–130°C. Для термической обработки использовали специализированные печи, оснащенные системой конвекции воздуха, температура закалочной среды составляла 23°C, перерыв между закалкой и искусственным старением – не более 3 ч.

Подготовку образцов для проведения ускоренных коррозионных испытаний проводили следующим образом: обезжировали поверхность органическим растворителем (например, бензином или ацетоном), затем подвергали травлению в растворе, содержащем от 100 до 200 г/дм<sup>3</sup> гидроксида натрия, при температуре от 60 до 90°C. После этого образцы промывали проточной водой, осветляли в растворе, содержащем 300 г/дм<sup>3</sup> азотной кислоты, вновь промывали в проточной воде и высушивали на воздухе.

Склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) определяли по ГОСТ 9.021–74 в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор 2 в течение 6 ч при температуре 30°C. После выдержки в растворе проводили металлографические исследования на микроскопе Olympus GX51 при увеличении  $\times 200$ , в процессе которых определяли характер и глубину коррозионных поражений. Испытания на расслаивающую коррозию (РСК) проводили по ГОСТ 9.904–82 в рабочих емкостях при полном погружении образцов в раствор 4 в течение 7 сут. По окончании срока испытаний проводили визуальный осмотр образцов и оценивали состояние поверхности по десятибалльной шкале.

Микроструктуру и фазовый состав образцов после старения исследовали методами электронной микроскопии с применением просвечивающего микроскопа Тесна Г2 F20 с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа. Металлографические исследования проводили на микроскопе Olympus GX51 при увеличении  $\times 200$ , а также определяли характер и глубину коррозионных поражений.

На образцы наносили защитные неметаллические неорганические покрытия: анодно-оксидные (по ПИ1.2.616–2003) и химические оксидные (по ПИ1.2.460–96). Образцы сплава с неметаллическими неорганическими покрытиями выставляли на натурную экспозицию на открытой площадке ГЦКИ согласно ГОСТ 9.909–86 на срок 1 и 2 года.

#### Результаты и обсуждение

Результаты исследований кинетики одноступенчатого старения, выполненных ранее, показали, что максимум прочности достигается на листах при низкотемпературном старении в области температур 100–120°C [19]. Повышение темпера-

туры при одноступенчатом старении приводит к разупрочнению сплава вследствие укрупнения упрочняющих фаз, однако применение старения при высокой температуре приводит к существенному повышению характеристик коррозионной стойкости.

На основании исследований выбрали режимы двухступенчатого искусственного старения. Температура первой ступени выбрана в интервале температур от 80 до 120°C с целью формирования ультрадисперсной структуры упрочняющих выделений, обеспечивающей высокие прочностные характеристики. Вторая ступень старения находилась в интервале температур 130–170°C с целью обеспечения как максимальной прочности, так и повышенных характеристик коррозионной стойкости. Традиционно высокопрочные алюминиевые сплавы демонстрируют высокую коррозионную стойкость при старении по режиму с высокотемпературной второй ступенью.

Изменение прочности листов из сплава 1913, состаренных по двухступенчатым режимам, в зависимости от температуры первой ступени и температурно-временных параметров второй ступени представлены на рис. 1.

Из анализа графических зависимостей видно, что применение ступенчатых режимов позволяет существенно сократить длительность старения в сравнении с одноступенчатыми режимами. При этом достаточно большой вклад в окончательный комплекс механических характеристик вносит первая низкотемпературная ступень – максимальные значения свойств приходятся на первую ступень при температуре 100°C. При дальнейшем повышении температуры первой ступени механические свойства несколько снижаются (при одинаковых параметрах второй ступени) – рис. 1, б.

Для выбора оптимального режима старения, обеспечивающего оптимальный комплекс свойств, проведены коррозионные испытания на склонность листов к МКК и РСК. Результаты испытаний представлены в таблице.

Результаты коррозионных испытаний показали целесообразность применения двухступенчатых режимов старения с температурой второй ступени ~150 вместо 170°C. Кроме того, как видно из сравнения режимов – старение с первой низкотемпературной ступенью обеспечивает максимальный уровень механических свойств, но при этом более высокую склонность к развитию МКК и РСК.

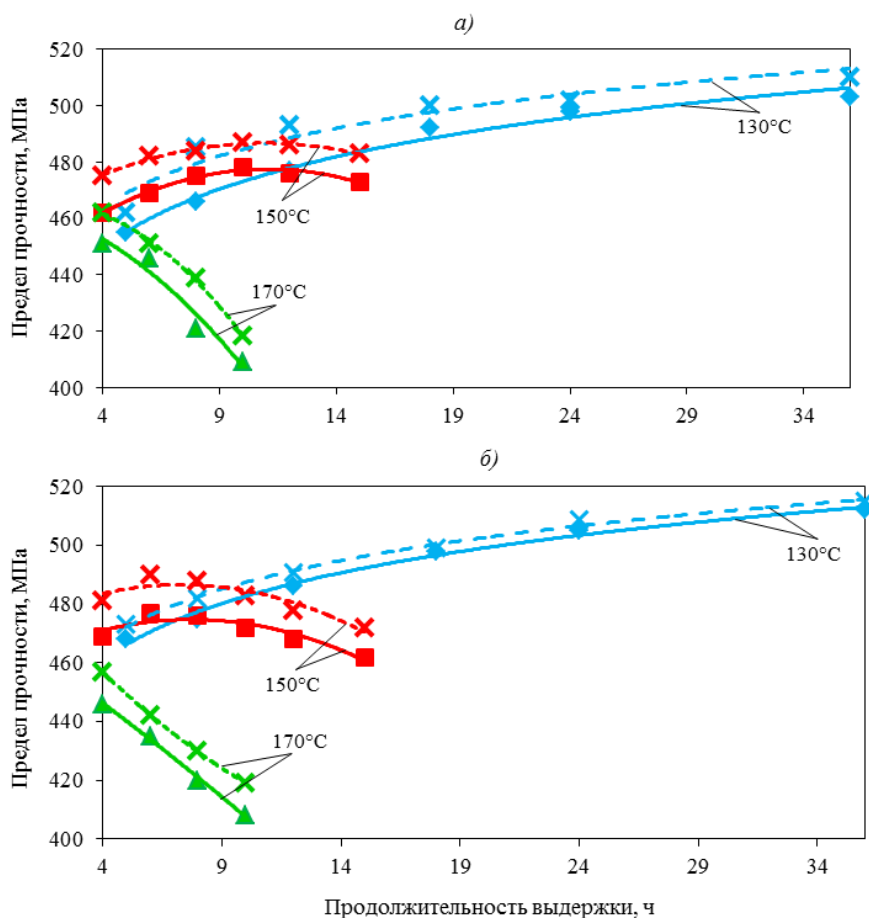


Рис. 1. Изменение предела прочности листов из сплава 1913 при двухступенчатых режимах термической обработки (пунктиром указаны режимы с увеличенной в 2 раза продолжительностью выдержки) при температуре первой ступени старения 80 (а) и 120°C (б) и различных температурах второй ступени

Результаты испытаний\* коррозионной стойкости образцов из сплава 1913

Показатели		Первая ступень (температура/продолжительность)					
		80/8	80/15	100/8	100/15	120/8	120/15
Вторая ступень (температура/продолжительность)	130/8	$\frac{5}{0,18}$	$\frac{5}{0,15}$	$\frac{5}{0,18}$	$\frac{5}{0,15}$	$\frac{5}{0,15}$	$\frac{5}{0,12}$
	130/12	$\frac{5}{0,12}$	$\frac{5}{0,12}$	$\frac{5}{0,1}$	$\frac{5}{0,1}$	$\frac{5}{0,12}$	$\frac{5}{0,1}$
	130/18	$\frac{5}{0,06}$	$\frac{5}{0,06}$	$\frac{5}{0,1}$	$\frac{4}{0,06}$	$\frac{4}{0,06}$	$\frac{4}{0}$
	130/36	$\frac{4}{0}$	$\frac{4}{0}$	$\frac{5}{0}$	$\frac{4}{0}$	$\frac{4}{0}$	$\frac{4}{0}$
	150/4	$\frac{4}{0,1}$	$\frac{4}{0,1}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{4}{0,06}$	$\frac{3}{0,09}$	$\frac{3}{0,06}$
	150/6	$\frac{3}{0,1^{**}}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$
	150/8	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$
	150/12	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{2}{0}$
	150/15	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{3}{0}$	$\frac{2}{0}$
	170/4	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{3}{0,09}$	$\frac{2}{0,06^{**}}$	$\frac{2}{0}$
	170/6	$\frac{2}{0,1}$	$\frac{2}{0,1}$	$\frac{2}{0,12}$	$\frac{2}{0,06^{**}}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{2}{0}$
	170/8	$\frac{2}{0,06}$	$\frac{2}{0,1}$	$\frac{2}{0,1}$	$\frac{2}{0,06^{**}}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{2}{0}$
	170/10	$\frac{1}{0}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{2}{0}$	$\frac{1}{0}$

\* В числителе – склонность к РСК (балл), в знаменателе – глубина поражения МКК (мм).

\*\* Единичные поражения.

Применение режимов старения с первой низкотемпературной ступенью приводит к необходимости либо повышения температуры на второй ступени, либо увеличения длительности выдержки с целью обеспечения высоких показателей сопротивления склонности к РСК и МКК. В связи с этим применение первой ступени с температурой старения 80°C является нецелесообразным по причине неудовлетворительного комплекса механических свойств и коррозионной стойкости.

Необходимо отметить, что старение на второй ступени при температуре 170°C обеспечивает перестаривание листов, что выражается в снижении прочности, которое проходит тем сильнее, чем более высокие свойства были после первой ступени старения, при этом коррозионные характеристики листов находятся на высоком уровне, что хорошо согласуется с результатами исследований характеристик коррозионной стойкости в перестаренном состоянии.

Результаты исследования характера выделения и морфологии упрочняющих фаз, образующихся в ходе распада твердого раствора при старении сплава 1913 по различным двухступенчатым режимам, представлены на рис. 2.

В структуре материала, независимо от режимов двухступенчатого старения, наблюдается интенсивное выделение дисперсной  $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub>-фазы

гомогенно в объеме зерен; на границах и субграницах – более крупной  $\eta$ -фазы, представляющей собой отдельные, отстоящие друг от друга частицы.

Упрочняющая фаза выделяется в форме коротких пластин, которые в зависимости от ориентационного соотношения с матрицей располагаются вдоль семейства плоскостей типа {111}. При температуре второй ступени 150°C размер упрочняющих фаз находится в интервале ~ (8–15) нм, с повышением температуры старения на второй ступени до 170°C их размер увеличивается до 13–25 нм.

Двухступенчатое старение с температурой 130°C на второй ступени характеризуется однородным дисперсным характером выделения частиц  $\eta'$ -фазы внутри зерна и выделением равновесной  $\eta$ -фазы в виде цепочек по границам. Это сказывается на высокой прочности и пониженных характеристиках коррозионной стойкости. С повышением температуры второй ступени до 150°C наблюдается укрупнение  $\eta'$ -фазы, в целом распад остается дисперсным. Увеличение в объеме зерна количества частиц  $\eta(\eta')$ -фазы размером >10 нм, т. е. непорезаемых, полукогерентных или некогерентных, вероятно, создает благоприятные условия для релаксации внутренних напряжений внутри зерен, что может способствовать уменьшению локализации напряжений на границах

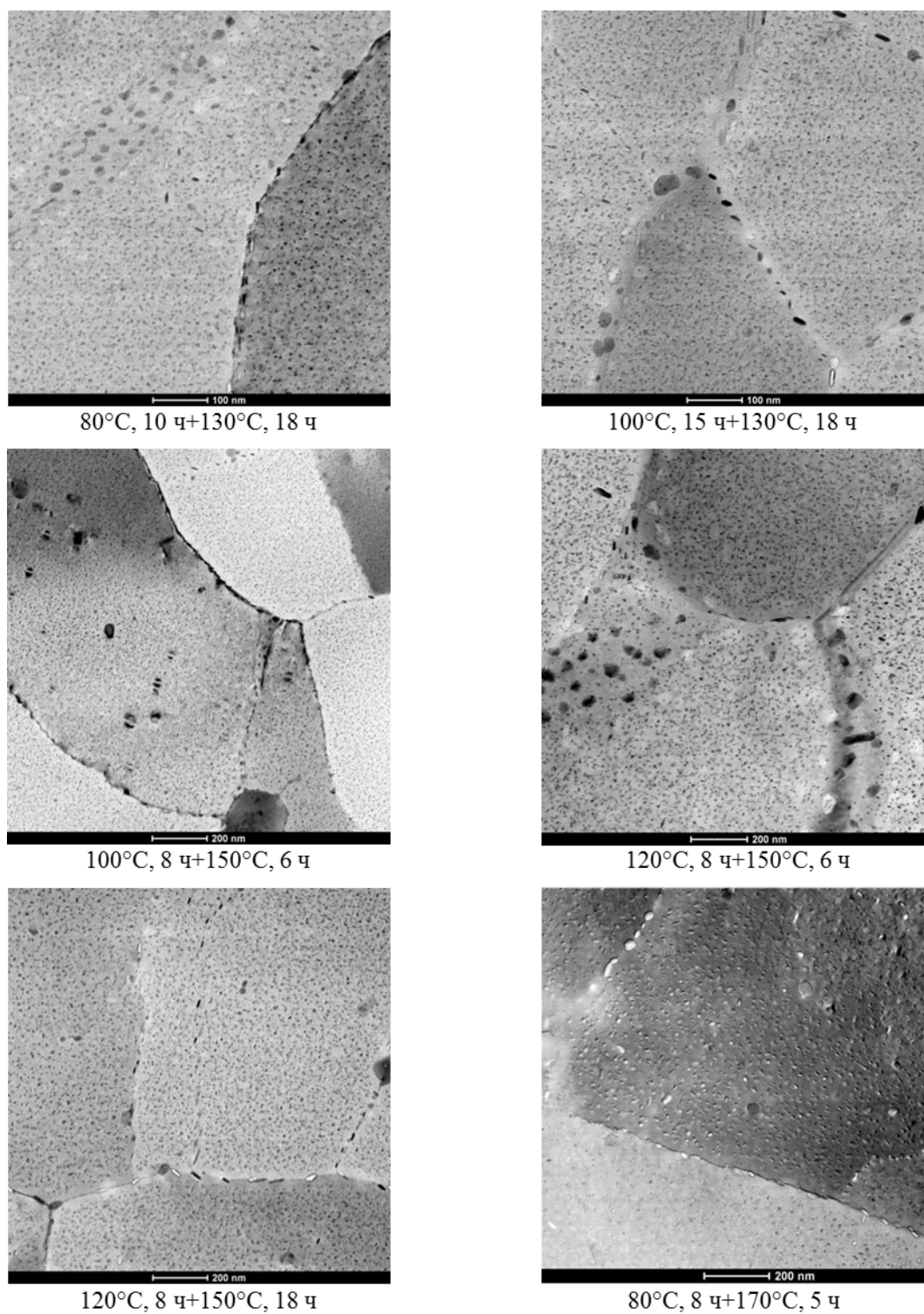


Рис. 2. Светлопольные изображения (ПЭМ) структуры листов из сплава 1913 после различных режимов искусственного старения

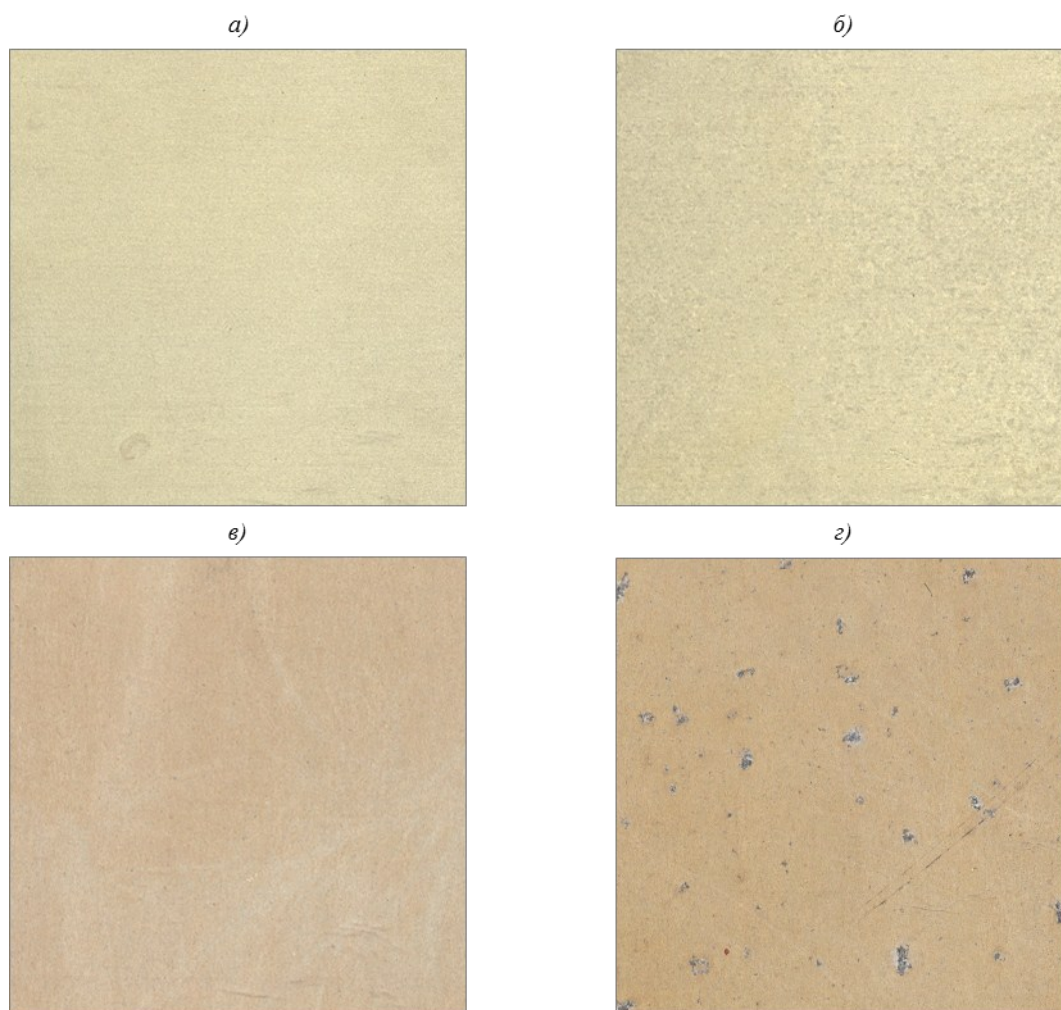


Рис. 3. Вид образцов из сплава 1913 с лицевой (а, в) и оборотной стороны (б, г) после двух лет экспозиции в условиях умеренно теплого климата приморской атмосферы (ГЦКИ) с поверхностной обработкой Ан.Окс.нхр (а, б) и Хим.Окс.Фос.хр (в, г)

зерен и, как следствие, улучшению коррозионных свойств. Однако повышение температуры второй ступени приводит к огрублению фаз по границам и увеличению расстояния между ними, что отрицательно сказывается на механических характеристиках материала.

На основании проведенных исследований разработан режим искусственного старения Т11 листов из сплава 1913, обеспечивающий незначительную степень перестаривания для обеспечения высоких показателей коррозионной стойкости и повышенных характеристик прочности.

Проведены натурные коррозионные испытания листов из сплава 1913 с химическими оксидными и анодно-оксидными покрытиями в течение двух лет на открытой площадке ГЦКИ. Установлено, что на образцах с анодно-оксидным покрытием коррозионных поражений нет, на образцах с химическим оксидным покрытием коррозионные поражения на лицевой стороне  $\varnothing 1$  мм – на 5% площади, на оборотной стороне – на 20% площади (рис. 3).

В результате исследований установлено, что потери прочности и относительного удлинения (средние значения) на образцах с анодно-оксидным покрытием отсутствуют; на образцах с химическим оксидным покрытием потери прочности составили 0,45%, потери относительного удлинения 6%, причем их значения практически остались на одном уровне по сравнению со значениями потерь после 1 года экспозиции (0,4% – потери  $\sigma_b$ , 6,5% – потери  $\delta$ ). Таким образом, можно сделать вывод, что листы из сплава 1913 в искусственно состаренном состоянии с защитными неметаллическими неорганическими покрытиями имеют высокую коррозионную стойкость и могут применяться в изделиях авиационной техники всеклиматического исполнения.

#### Заключения

Двухступенчатое старение является более эффективным для листов из сплава 1913 и позволяет существенно сократить продолжительность старе-

ния, а также обеспечить повышенные характеристики прочности и коррозионной стойкости. На характеристики прочности и коррозионной стойкости оказывают влияние температурно-временные параметры как первой, так и второй ступени. Первая ступень с повышенной температурой является более предпочтительной, так как приводит к лучшим показателям коррозионной стойкости.

Продолжительность выдержки на второй ступени оказывает незначительное влияние на характеристики прочности при растяжении листов из сплава 1913, при этом ее увеличение на первой ступени приводит к некоторому повышению коррозионной стойкости.

Низкотемпературная вторая ступень приводит к пониженным характеристикам склонности к МКК и РСК, что связано с особенностями структуры по

границам зерен и субзерен (наличием непрерывной цепочки выделений). Вторая ступень при температурах  $\sim 150^\circ\text{C}$  обеспечивает оптимальное сочетание прочности и коррозионной стойкости благодаря наличию в структуре мелких выделений упрочняющих фаз и укрупнению фаз по границам, что приводит к исчезновению непрерывных цепочек.

Вместо режима ТЗ разработан режим двухступенчатого старения листов из сплава 1913, обеспечивающий незначительную степень перестаривания для повышения характеристик коррозионной стойкости.

Натурные испытания в условиях ГЦКИ с защитными неорганическими покрытиями показали, что сплав 1913 имеет высокую коррозионную стойкость и может применяться в изделиях авиационной техники всеклиматического исполнения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
3. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З., Каблов Е.Н. *Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике*. М.: Наука, 2001. 192 с.
4. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. №3. С. 8–13.
5. Фридляндер И.Н. *Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы*. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
6. Chemingui M., Khitouni M., Jozwiak K., Mesmacque G., Kolsi A. Characterization of the mechanical properties changes in an Al–Zn–Mg alloy after a two-step ageing treatment at 70 and 135°C // *Materials and Design*. 2010. No. 31. P. 3134–3139.
7. Robinson M.J., Jackson N.C. The influence of grain structure and intergranular corrosion rate on exfoliation and stress corrosion cracking of high strength Al–Cu–Mg alloys // *Corrosion Science*. 1999. No. 41. P. 1013–1028.
8. Huang L.P., Chen K.H., Li S., Song M. Influence of high-temperature preprecipitation on local corrosion behaviors of Al–Zn–Mg alloy // *Scripta Materialia*. 2007. No. 56. P. 305–308.
9. Kelly D.J. Influence of heat treatment and grain shape on exfoliation corrosion of Al–Li alloy 8090 / D.J. Kelly, M.J. Robinson // *Corrosion*. 1993. No. 49. P. 787–795.
10. Petyiannis P.V., Kermanidis A.T., Papanikos P., Pantelakis S.G. Corrosion induced hydrogen embrittlement of 2024 and 6013 aluminum alloys // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2004. No. 41. P. 173–183.
11. Petyiannis P.V. Evidence on the corrosion induced hydrogen embrittlement of the 2024 aluminium alloy/ P.V. Petyiannis, E. Kamoutsi, A.T. Kermanidis, S.G. Pantelakis, V. Bontozoglou, G.N. Haidemenopoulos // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2005. No. 28. P. 565–574.
12. Kamousti H. Corrosion induced hydrogen embrittlement in aluminium alloy 2024 / H. Kamousti, G.N. Haidemenopoulos, V. Bontozoglou, S. Pantelakis // *Corrosion Science*. 2006. No. 48. P. 1209–1224.
13. Marlaud T., Malki B., Deschamps A., Baroux B. Electrochemical aspects of exfoliation corrosion of aluminium alloys: the effects of heat treatment // *Corrosion Science*. 2011. No. 53. P. 1394–1400.
14. Каблов Е.Н. *Авиакосмическое материаловедение // Все материалы*. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
15. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Махсидов В.В., Фомина М.А. О стабильности пересыщенного твердого раствора листов сплава 1913 при закалке // *Металлургия машиностроения*. 2012. №3. С. 30–33.
16. Ryabov D., Kolobnev N., Samohvalov S. Effect of scandium addition on mechanical properties and corrosion resistance of medium strength Al–Zn–Mg(Cu) alloy // *Materials Science Forum*. 2014. Vol. 794–796. P. 241–246.
17. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В., Махсидов В.В. Влияние предварительного естественного старения на свойства сплава 1913 в искусственно состаренном состоянии // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №2. С. 8–11.
18. Рябов Д.К., Колобнев Н.И. Изменение механических свойств сплава 1913 при двухступенчатом искусственном старении // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №4. С. 3–7.
19. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В., Вахромов О.В. Изменение механических и коррозионных свойств сплава 1913 при искусственном старении // *Вопросы материаловедения*. 2013. №4 (76). С. 24–29.
20. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.08.2016).
21. Хан Г.М., Никифоров А.О., Захаров В.В., Новиков И.И. Влияние содержания скандия на структуру и показатели сверхпластичности алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Sc–Zr // *Цветные металлы*. 1993. №11. С. 55–57.