

УДК 669.715:621.7

Д.К. Рябов<sup>1</sup>, Н.И. Колобнев<sup>1</sup>, Е.А. Лукина<sup>1</sup>, Д.В. Зайцев<sup>1</sup>

## ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА 1913 ПРИ ПРОКАТКЕ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-5-1-1

*Разработка и применение алюминиевых сплавов нового поколения является важной задачей с учетом активного развития авиационной техники и ракетостроения. Свариваемые алюминиевые сплавы являются перспективными конструкционными материалами благодаря хорошему комплексу служебных характеристик и технологичности. Введение в состав сплавов РЗМ позволяет существенно улучшить комплекс механических свойств, при этом может сильно измениться структура деформированных полуфабрикатов. С учетом особенностей металлургического производства необходимо знать влияние тех или иных параметров обработки на характеристики полуфабрикатов. Приведены результаты исследований сплава 1913, содержащего скандий, в процессе прокатки и термической обработки по различным режимам.*

*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, прокатка, термическая обработка, текстура, искусственное старение.

*Development and application of aluminum alloys of new generation is an important task because of the active development of aerospace engineering. Weldable aluminum alloys are promising structural materials due to good complex of service characteristics and processability. The addition of rare earth elements to aluminium alloys allows significant improving the mechanical properties and at the same time the structure of deformed semi-finished products could be greatly changed. Taking into account the peculiarities of metallurgical production it is necessary to understand the impact of various parameters on the characteristics of semi-finished products. The results of studies of 1913 alloy bearing scandium in the process of rolling and heat treatment are shown.*

*Research is executed within implementation of the complex scientific direction 8.1. «High strength weldable aluminium and low density Al–Li alloys with high fracture toughness» («Strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period up to 2030») [1].*

**Keywords:** 1913 alloy, rolling, heat treatment, texture, artificial aging.

---

<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

Применение новых материалов позволяет существенно повысить технические характеристики изделий авиационной техники и машиностроения. Алюминиевые сплавы являются базовым материалом для конструкций высокотехнологичных изделий науки и техники. Повышение их служебных характеристик является важной и актуальной задачей [1–3]. Введение в алюминиевые сплавы элементов-модификаторов позволяет существенно повысить комплекс механических характеристик. Перспективной до-

бавкой являются редкоземельные металлы (РЗМ), в частности скандий, введение которого позволяет существенно повысить прочность, измельчить структуру деформированных полуфабрикатов при сохранении коррозионной стойкости [3–7].

Сплавы системы Al–Zn–Mg достаточно широко применяются в изделиях транспортного машиностроения, в том числе в сварных конструкциях, благодаря высокой технологичности и хорошим показателям прочности [3, 7].

В ВИАМ разработан среднепрочный коррозионностойкий алюминиевый сплав марки 1913 [8], легированный малой добавкой скандия. В работах [9, 10] показано, что добавка скандия существенно повышает механические характеристики сплава и ускоряет распад пересыщенного твердого раствора. Изучена также кинетика одноступенчатого старения [11]. На основании проведенных исследований выбраны опытные режимы искусственного старения. Кроме того, как было показано ранее [9], скандий приводит к образованию сильнодеформированной структуры после обработки на твердый раствор. В связи с этим в листах формируется анизотропия по механическим свойствам, что является нежелательным.

Механические свойства полуфабрикатов определяются не только режимами термической обработки, но и технологической схемой изготовления полуфабрикатов. Сочетание деформационной и термической обработок позволяет управлять структурой материала, что во многом определяет конечный комплекс служебных характеристик. Поэтому очень важно определять действие тех или иных факторов при обработке материалов давлением на их конечные характеристики.

#### Материалы и методы

Для проведения исследований использовали листы толщиной 1,5 мм из сплава 1913, изготовленные в условиях металлургического завода. Исследования текстуры проводили на листах, полученных из горячекатаной заготовки толщиной ~6 мм после полного отжига по стандартному режиму при температуре 390°C. Термическую обработку проводили в печах с принудительной циркуляцией воздуха, закалку – в холодной воде.

Микроструктуру сплава исследовали методами оптической микроскопии с помощью микроскопа Olympus GX-51, оснащенного цифровой камерой, и электронной микроскопии с применением просвечивающего микроскопа Теснаі G2 F20 с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа.

Механические свойства определяли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z100 с использованием специализированного датчика, фиксирующего изменение деформации образца по ГОСТ 1597.

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 испытаний образцы промывали, сушили и полировали. Замер глубины поражения МКК проводили на нетравленных шлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX-51 и специальной градуировочной шкалы при увеличении  $\times 200$ . Испытания на расслаивающую коррозию (РК) проводили по ГОСТ 9.904–82 в рабочих емкостях при полном погружении образцов, в том числе с удаленным плакирующим слоем, в раствор 4 в течение 7 сут.

Построение прямых полюсных фигур осуществляли на рентгеновском дифрактометре ADVANCE (с компактной подвеской Эйлера) при Cu  $K_{\alpha}$ -излучении ( $U=40$  кВ,  $I=40$  мА) и коллиматоре 0,5 мм.

### Результаты и обсуждение

Для выбора оптимальной технологической схемы прокатки проведены исследования влияния степени холодной деформации на механические характеристики и микроструктуру листов из сплава 1913. С учетом особенностей металлургического производства и соображений технологичности оптимальной технологией прокатки является рулонная прокатка, заключающаяся в сматывании горячекатаной полосы в рулон на последнем проходе горячей прокатки.

Оценивали влияние степени холодной деформации при прокатке на уровень механических характеристик анизотропии листов из сплава 1913 после термической обработки по режиму T11 (рис. 1).

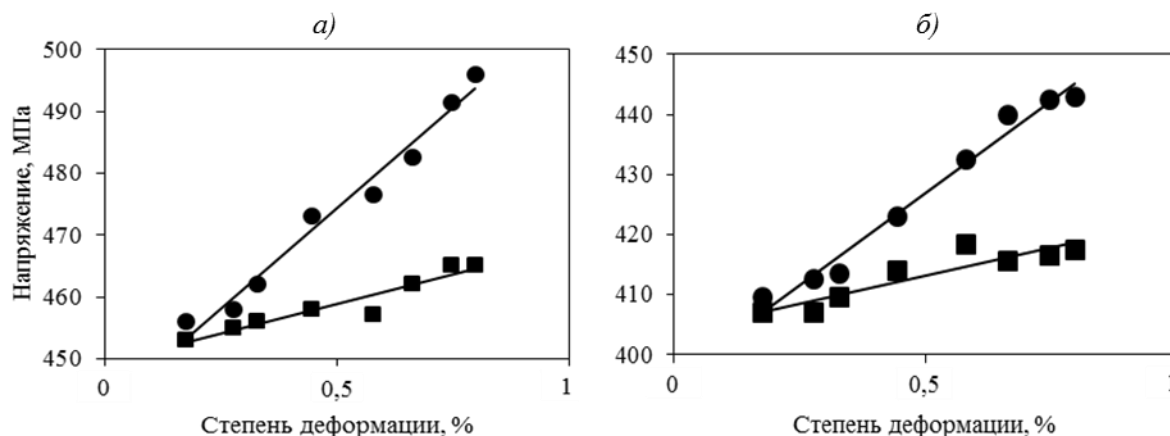


Рис. 1. Изменение механических свойств – пределов прочности (а) и текучести (б) – листов из сплава 1913 в зависимости от степени деформации при прокатке в продольном (●) и поперечном направлениях (■)

Анализ зависимостей показал, что с увеличением степени холодной деформации при прокатке происходит непрерывное повышение предела прочности и предела текучести листов, при этом обнаруживается неравномерное изменение прочностных характеристик по различным направлениям. В листах в поперечном направлении с повышением степени деформации до ~80% прирост прочности составил ~15 МПа, в то время как в продольном направлении прирост достигает величины 40 МПа. Относительное удлинение листов изменяется незначительно, при этом изменение данной характеристики как в продольном, так и в поперечном направлении происходит одинаково.

Легирование сплава 1913 скандием приводит к увеличению анизотропии прочностных характеристик катаных листов, что подтверждается структурными изменениями [9], связанными с формированием характерной слоистости, которая обеспечивает более высокие характеристики прочности вдоль направления деформации и не оказывает значительного влияния на характеристики прочности поперек волокна.

Проведены металлографические исследования шлифов, вырезанных из листов, после различной степени холодной деформации. Типичные микроструктуры представлены на рис. 2.

Как упомянуто ранее, наличие скандия в составе сплава приводит к образованию характерной полосчатой структуры, что свидетельствует о действии скандия на процессы рекристаллизации сплава 1913. С увеличением степени деформации характер структуры изменяется. С увеличением длины волокна его толщина уменьшается. Исследования поперечных шлифов показали, что ширина волокон практически не зависит от степени деформации и остается одинаковой. Наблюдается небольшая тенденция к увеличению ширины, что может объясняться особенностями прокатки алюминиевых сплавов.

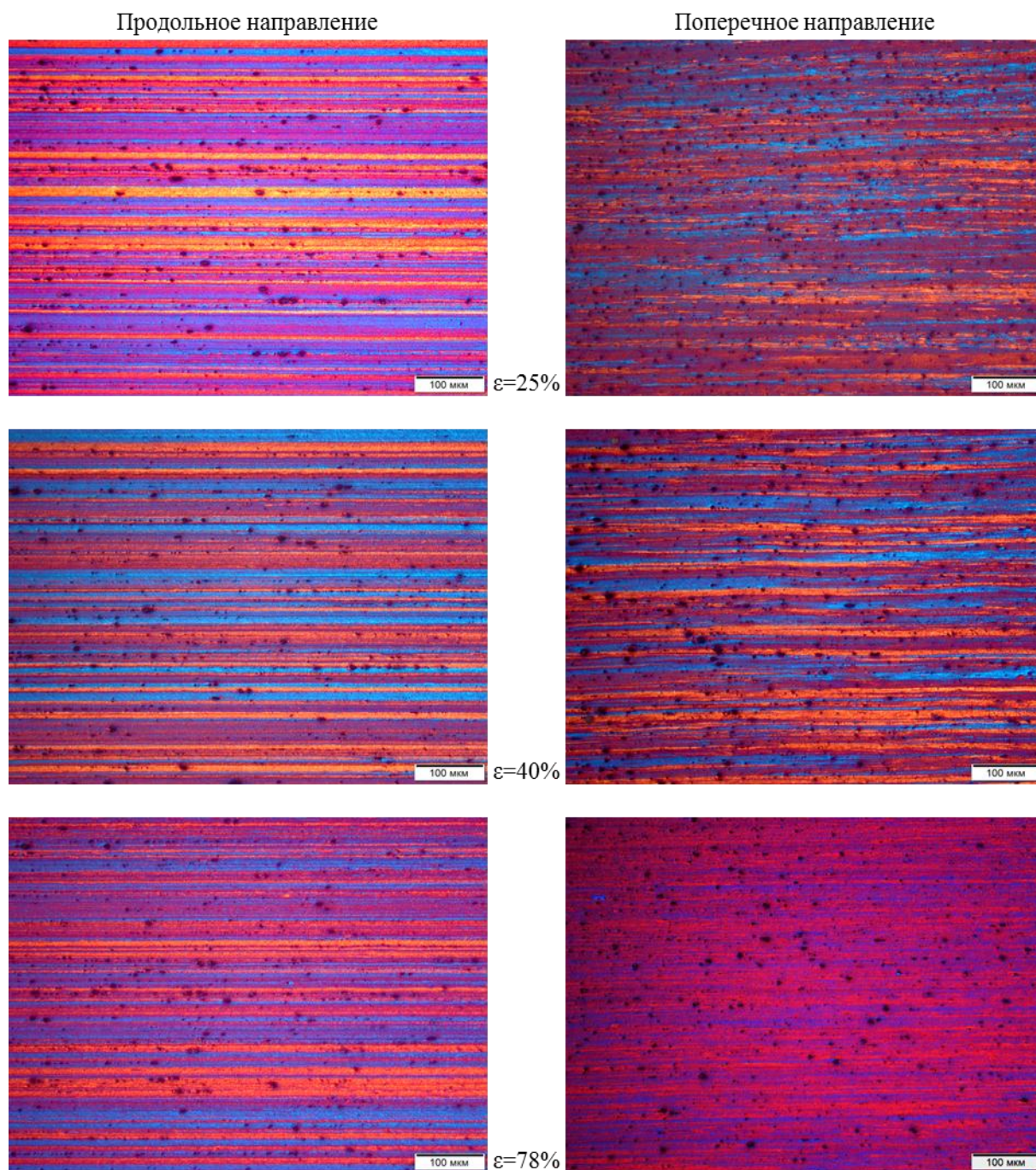


Рис. 2. Микроструктура листов из сплава 1913, прокатанных с разной степенью холодной деформации  $\varepsilon$

Проведены исследования текстуры листов непосредственно после прокатки (без термической обработки) и листов после закалки и искусственного старения, полученных с различной степенью холодной деформации (40 и 78%). Прямые полюсные фигуры изображены на рис. 3.

Холоднокатаные листы из сплава 1913 имеют текстуру деформации  $(111)+(110)$ , состоящую из двух компонент:  $\{111\}\langle 110 \rangle$  и  $\{110\}\langle 100 \rangle$  – двойниковая компонента (характерна для сильнодеформированных металлов с гранецентрированной кубической решеткой). Текстура холоднокатаных листов является типичной для всех алюминиевых сплавов традиционных систем легирования.

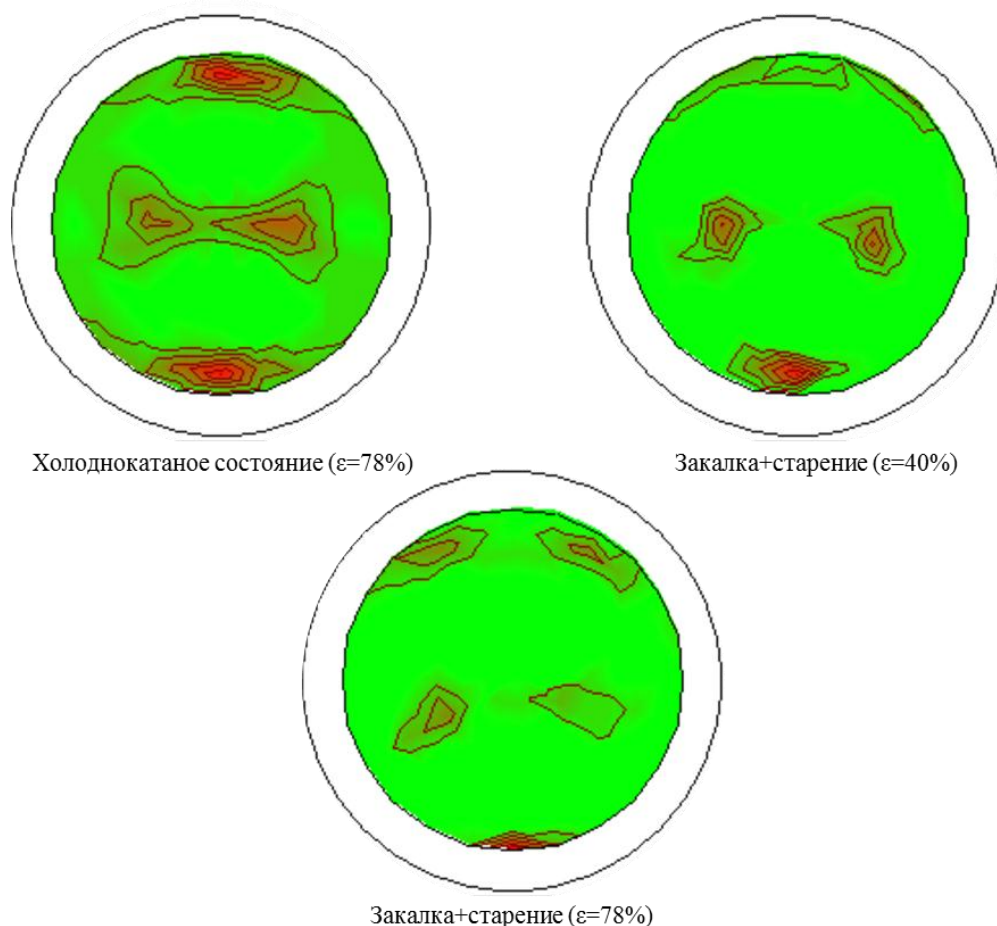


Рис. 3. Прямые полюсные фигуры листов из сплава 1913 в различных состояниях в рефлексе (220)

После закалки и искусственного старения у листов, деформированных со степенью деформации 40%, наблюдается текстура (111)+(110), состоящая из двух компонент  $\{111\}\langle 110\rangle$  и слабой двойниковой компоненты  $\{110\}\langle 100\rangle$ . Таким образом, в материале после обработки на твердый раствор сохраняется текстура, характерная для холоднокатаного металла, при этом текстура становится острее, что можно связать с процессами миграции дислокаций и полигонизации, проходящими при температурах обработки. При степени деформации 78% в листах после закалки и искусственного старения обнаружена текстура деформации (111)+(110) со следующими компонентами:  $\{111\}\langle 110\rangle$ , слабой компонентой  $\{111\}\langle 112\rangle$  и двойниковой компонентой  $\{110\}\langle 100\rangle$ . Повышение степени деформации не приводит к значительным изменениям ориентировок кристаллов в листах из сплава 1913.

Аналогичные текстуры в листах после горячей и холодной прокатки определены в работах [12, 13], в том числе в сплаве 7010 системы Al–Zn–Mg–Cu. Данная текстура характерна для алюминиевых сплавов с ярко выраженным влиянием переходных металлов, которые препятствуют процессам рекристаллизации, формируя волокнистую структуру [14, 15].

В работе [16] показано, что листы из сплава 1913 склонны к естественному старению, при этом с увеличением длительности естественного старения при последующем наложении искусственного старения в листах монотонно снижается предел текучести, а предел прочности не изменяется. Кроме того, в таблице представлены результаты испытаний на расслаивающую (РСК) и межкристаллитную коррозию (МКК), из

данных которой видно, что перерыв благотворно сказывается на повышении характеристик коррозионной стойкости листов из сплава 1913 после двухступенчатого старения, обеспечивающего незначительную степень перестаривания [17].

**Коррозионные свойства листов из сплава 1913  
с перерывом между закалкой и старением и без перерыва**

Продолжительность перерыва, ч	РСК, балл	МКК, мм
Без перерыва	3/4*	0
8	3	0
48	3	0
96	3	0
2160	2/3	0
3170	2	0

\* Единичный результат из серии шести измерений.

Исследование структуры с применением методов просвечивающей микроскопии показало, что основная упрочняющая фаза  $MgZn_2$  имеет различную морфологию:

- *первый тип* – дисперсная фаза, распределенная равномерно по объему с высокой плотностью;
- *второй тип* – фаза в виде дисков или пластин, распределенная по объему, но более склонная к гетерогенному зарождению (в основном на дислокациях), размер этой модификации фазы  $MgZn_2$  больше, чем размер фазы первого типа;
- *третий тип* – фаза, выделяющаяся на высокоугловых границах, – крупная, но не имеющая четкой кристаллографической огранки.

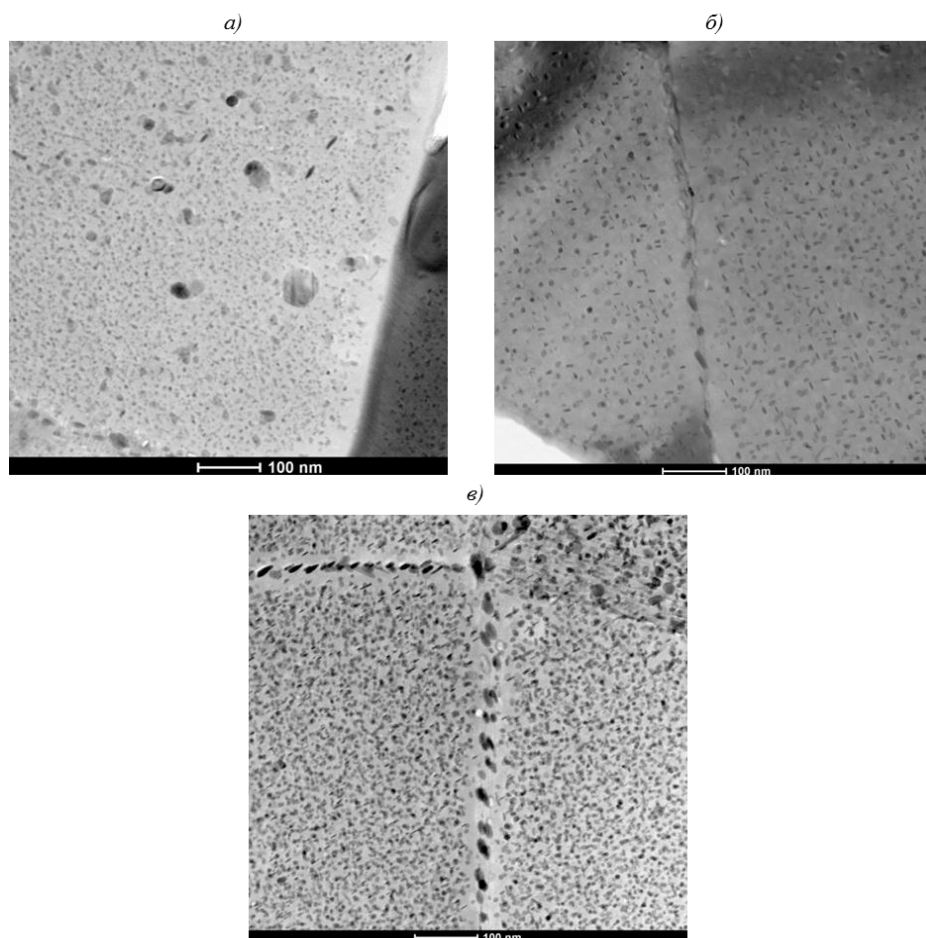


Рис. 4. Светлопольное изображение структуры листов из сплава 1913 после различной длительности перерыва между закалкой и искусственным старением: без перерыва (а), спустя 5 сут (б) и 6 мес (в)

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа с локальностью 2 нм установлено, что в состав фазы  $MgZn_2$  входит медь. Типичные светлопольные изображения структуры листов после различной длительности естественного старения представлены на рис. 4. Установлено, что с увеличением длительности перерыва изменяется размер зоны, свободной от выделений. В сплаве, состаренном непосредственно после закалки, размер зоны составляет  $\sim 70$  нм, при перерыве в течение 5 сут размер зоны снижается до  $\sim 65$  нм, а после перерыва в течение 6 мес – до  $\sim 45$  нм.

Кроме того, с увеличением длительности перерыва повышается количество фазы второго типа, имеющей несколько увеличенный размер, что может отражаться на снижении предела текучести в связи с тем, что данная характеристика более чувствительна к изменениям тонкой структуры. Плотность выделений при различных перерывах остается приблизительно одинаковой.

Проведено исследование изменения локального химического состава в листах из сплава 1913 на мало- и высокоугловых границах. Изменение содержания меди в приграничных областях представлено на рис. 5. При увеличении временного промежутка между закалкой и старением происходит перераспределение Cu вблизи высокоугловых границ в сторону обеднения твердого раствора за счет выделения фазы, обогащенной Cu. Это свидетельствует о том, что природа изменения коррозионной стойкости связана не только с морфологией упрочняющих фаз, но и с влиянием электрохимических процессов. Похожие зависимости найдены в высокопрочном сплаве 7050 после искусственного старения по режиму T77 (ретрогрессивное старение) [18]. Данный режим разработан специально для сплавов цинковой группы и направлен на обеспечение благоприятной морфологии выделений упрочняющей фазы и высоких показателей прочности наравне с хорошей коррозионной стойкостью [19, 20].

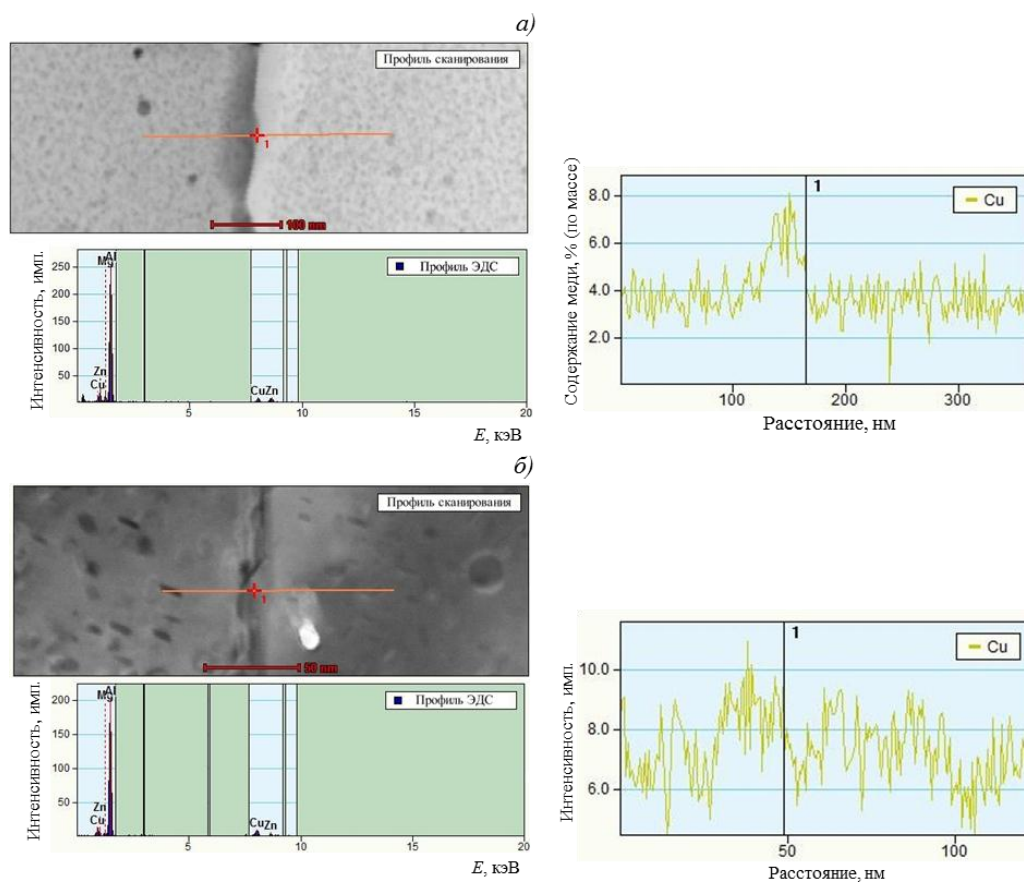


Рис. 5. Изменение концентрации меди в областях вблизи высокоугловой границы в листах из сплава 1913 без перерыва между закалкой и искусственным старением (а) и после перерыва в течение 5 сут (б)

Изменение предела текучести обусловлено изменением характера распада твердого раствора. При увеличении перерыва между закалкой и искусственным старением прослеживается тенденция к некоторому укрупнению упрочняющих фаз как в зерне, так и на границах. Улучшение характеристик коррозионной стойкости может быть связано с изменением разности потенциалов на высокоугловых границах. Известно, что для алюминиевых сплавов состояние границ определяет стойкость материала к различным видам коррозии, особенно к коррозии под напряжением. В заключении можно отметить, что перерыв между закалкой и искусственным старением сплава 1913 целесообразно вводить для режимов, обеспечивающих максимальную прочность, так как перерыв позволяет повысить коррозионную стойкость, незначительно снизив лишь предел текучести.

### Заключение

В связи с тем, что сплав 1913 естественно старится, межоперационный перерыв между закалкой и искусственным старением оказывает влияние на комплекс служебных характеристик листов. С увеличением длительности межоперационного перерыва прочность листов из сплава 1913 остается неизменной, при этом снижается предел текучести. За 4,5 мес снижение предела текучести достигает ~35 МПа. С повышением длительности межоперационного интервала увеличивается количество пластинчатой фазы типа  $MgZn_2$ , обладающей увеличенным размером в сравнении с фазами внутри зерна. С учетом особенностей металлургического производства снижение предела текучести листов при серийном производстве будет незначительным.

Межоперационный интервал оказывает положительное влияние на повышение коррозионной стойкости листов из сплава 1913. С повышением длительности интервала приграничные области обогащаются медью за счет ее большего растворения в упрочняющих фазах, что приводит к обеднению твердого раствора медью и изменению разности потенциалов границы и матрицы.

Исследовано влияние степени холодной деформации при прокатке на механические свойства листов из сплава 1913 после искусственного старения. С повышением степени деформации повышаются механические свойства листов, однако усиливается анизотропия между продольным и поперечным направлением. Анизотропия по механическими свойствами достигает 40 МПа.

Исследовано изменение микроструктуры листов в процессе прокатки. С увеличением степени деформации увеличивается вытянутость структуры и уменьшается толщина волокон.

В листах из сплава 1913 после закалки и искусственного старения сохраняется текстура (111)+(110) со следующими компонентами:  $\{111\}\langle 110\rangle$  и двойниковой компоненты  $\{110\}\langle 100\rangle$ ; аналогичная текстура наблюдается в холоднокатаных листах, что свидетельствует о том, что обработка на твердый раствор и последующее искусственное старение не приводят к изменению текстуры. С повышением степени деформации после закалки и искусственного старения наблюдается появление слабой компоненты  $\{111\}\langle 112\rangle$ , но в целом повышение степени деформации не приводит к значительным изменениям ориентировок кристаллов в листах из сплава 1913.

### 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.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. 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. Zou Liang, Pan Qing-lin, He Yun-bin, Wang Chang-zhen. *Effect of minor Sc and Zr addition on microstructures and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2006. №10. P. 340–344.
6. 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: 01.03.2016).
7. 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.
8. Каблов Е.Н. *Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2008. №3. С. 2–14.
9. 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. V. 794–796. P. 241–246.
10. 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.
11. 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.
12. Engler O., Sachot E., Ehrstro J.C., Reeves A., Shahani R. *Recrystallisation and texture in hot deformed aluminium alloy 7010 thick plates // Mater. Sci. Technol*. 1996. V. 12. P. 717–729.
13. Zeng X.H., Ahmad M., Engler O. *Texture gradient, average texture and plastic anisotropy in various Al–Li sheet alloys // Mater. Sci. Technol*. 1994. V. 10. P. 581–591.
14. Шамрай В.Ф., Грушко О.Е., Эгиз И.В., Боровских С.Н. *Кристаллографическая текстура и структура катаных листов из сплава Al–Cu–Li // Металлы*. 2006. №2. С. 94–98.
15. Visser R.F., Wolff I.M., Harty B.D. *The Effect of Hot-Rolling Parameters on Texture Development and Microstructure in Aluminium AA5182 // Mat. Sci. Forum*. 1994. V. 157–162. P. 1095–1102.
16. 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.
17. Рябов Д.К., Колобнев Н.И. *Изменение механических свойств сплава 1913 при двухступенчатом искусственном старении // Авиационные материалы и технологии*. 2013. №4. С. 3–7.
18. Rometsch P.A., Zhang Y., Knight S. *Heat treatment of 7xxx series aluminum alloys – some recent developments // Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2014. V. 24. P. 2003–2017.
19. Oliveira Jr. A.F., de Barros M.C., Cardoso K.R., Travessa D.N. *The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminum alloys // Mater. Sci. Eng. A*. 2004. V. 379. P. 321–326.
20. Socorro Valdez, Suarez M., Fregoso O.A., Ju´arez-Islas J.A. *Microhardness, Microstructure and Electrochemical Efficiency of an Al (Zn/xMg) Alloy after Thermal Treatment // Journal of Materials Science & Technology*. 2012. V. 28 (3). P. 255–260.