

Научная статья

УДК 621.785:669

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469

К.В. Антипов<sup>1</sup>, Ю.С. Оглодкова<sup>1</sup>, С.В. Курынцев<sup>2</sup>, Э.И. Сафиуллин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ», Казань, Россия; kuryntsev16@mail.ru

**Аннотация.** Исследовано влияние режимов термической обработки листов толщиной 2 мм из алюминий-литиевого сплава В-1469 на микроструктуру и микротвердость. Проведена закалка и одно- и двухступенчатое искусственное старение с различными выдержками (от 1 до 12 ч). С применением оптического и сканирующего электронного микроскопов исследована микроструктура и проведен локальный химический анализ фазовых составляющих сплава. Показано, что с увеличением времени одноступенчатого искусственного старения микротвердость возрастает с 93 до 175 HV, а при увеличении общей выдержки при двухступенчатом старении – с 91 до 180 HV, в результате структурно-фазовых изменений и увеличения доли упрочняющих фаз. Включения правильной треугольной формы, обнаруженные после закалки, содержат до 17 % (по массе) меди и имеют размеры 1,5–3,0 мкм.

**Ключевые слова:** алюминий-литиевые сплавы, сплав В-1469, термическая обработка, микроструктура, микротвердость

**Для цитирования:** Антипов К.В., Оглодкова Ю.С., Курынцев С.В., Сафиуллин Э.И. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства листов из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.

Scientific article

## INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF SHEETS OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOY V-1469

K.V. Antipov<sup>1</sup>, Yu.S. Oglodkova<sup>1</sup>, S.V. Kuryntsev<sup>2</sup>, E.I. Safiullin<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

<sup>2</sup>Federal State Budgetary Education Institution of Higher Education «Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev – KAI», Kazan, Russia; kuryntsev16@mail.ru

**Abstract.** The effect of heat treatment regimes for sheets 2 mm thick of aluminum-lithium alloy V-1469 on the microstructure and microhardness has been studied. Hardening and one- and two-stage artificial aging with various holding times (from 1 to 12 hours) were carried out. Using optical and scanning electron microscopes, the microstructure was studied and a local chemical analysis of the phase components of the alloy was carried out. It is shown that with an increase in the time of one-stage artificial aging, the microhardness increases from 93 to 175 HV, and with an increase in the total exposure during two-stage aging, from 91 to 180 HV, as a result of structural-phase changes and an increase in the proportion of strengthening

*phases. Inclusions of a regular triangular shape, found after hardening, contain up to 17 % (by mass) of copper and have a size of 1.5–3.0  $\mu\text{m}$ .*

**Keywords:** Al–Li alloys, alloy V-1469, heat treatment, microstructure, microhardness

**For citation:** Antipov K.V., Oglodkova Yu.S., Kuryntsev S.V., Safiullin E.I. Investigation of the influence of heat treatment modes on the structure and properties of sheets of aluminum-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.

## Введение

Использование материалов пониженной плотности в авиационно-космической технике позволяет не только снизить расходы на топливо и выбросы углекислого газа, но и увеличить грузоподъемность. По сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами, алюминий-литиевые (Al–Li) сплавы имеют следующие преимущества: низкую плотность, повышенный модуль упругости, высокую прочность и коррозионную стойкость, которая достигается путем легирования сплавов марганцем и цирконием. В последние годы как в России, так и за рубежом все больше внимания уделяют разработке перспективных алюминий-литиевых сплавов и технологий изготовления из них полуфабрикатов для снижения массы авиационно-космической техники [1–7].

Сплавы системы Al–Cu–Li имеют наиболее благоприятное сочетание удельной прочности и пластичности среди алюминий-литиевых сплавов. К данной системе относится перспективный высокопрочный коррозионностойкий сплав В-1469 с низкой плотностью и повышенной технологической пластичностью. Данный сплав по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами имеет меньшую плотность и более высокий модуль упругости благодаря легированию литием. Каждый массовый процент введенного лития снижает плотность на 3 % и увеличивает модуль упругости на 6 % [8].

Сплав В-1469 с плотностью 2,64 г/см<sup>3</sup> относится к третьему поколению алюминий-литиевых сплавов, имеет пониженное содержание Li, а также добавки Ag, Sc и Zr. Полуфабрикаты из сплава В-1469 могут применяться в конструкциях летательных аппаратов, работающих в условиях сжимающих нагрузок, взамен полуфабрикатов из высокопрочного несвариваемого (ввиду склонности к образованию горячих трещин) сплава В95 системы Al–Zn–Mg–Cu с уровнем прочности ~500 МПа. Высокая технологичность сплава при обработке давлением дает возможность изготавливать в условиях серийного металлургического производства катаные полуфабрикаты толщиной до 0,5 мм, что, в том числе, создает перспективы применения листов из сплава В-1469 в составе конструкционных гибридных слоистых металлополимерных материалов, разновидностью которых является материал СИАЛ. Такого рода материалы представляют собой структуру из слоев монолитного металла с прослойками полимерного связующего и имеют пониженную плотность (~2,4 г/см<sup>3</sup>). Основное отличие СИАЛ, изготавливаемого методом автоклавного формообразования, от монолитного катаного полуфабриката заключается в значительно повышенных показателях сопротивления росту трещины усталости и прочностных характеристик, что приводит к повышению ресурса изделия и увеличению сроков межремонтного обслуживания [9].

Алюминий-литиевые сплавы нашли широкое применение в современных изделиях авиационной и космической техники, в том числе благодаря возможности создания неразъемных соединений различными методами сварки. В современном машиностроении для создания неразъемных соединений в основном применяется клепка, что значительно повышает трудозатраты на создание готового изделия. Применение современных методов сварки, в том числе при изготовлении конструкций из сплава В-1469, позволит повысить производительность труда и снизить массу изделий [10]. Высокопрочный коррозионностойкий сплав В-1469 рекомендован для

применения в конструкциях перспективных изделий авиационно-космической техники, работающих в интервале температур от  $-70$  до  $+150$  °С (длительно) и от  $-150$  до  $+175$  °С (кратковременно). Применение полуфабрикатов из сплава В-1469 в клепаных и сварных конструкциях обеспечивает снижение массы деталей и узлов на 10 и 20 % соответственно [1].

В большинстве стареющих сплавов оптимальная дисперсная структура образуется в результате термической обработки, состоящей из закалки и старения. При закалке сплавы нагревают до температур, обеспечивающих максимальное пересыщение твердого раствора. Быстрым охлаждением с температуры закалки полностью подавляется процесс выделения вторичных кристаллов и в результате получается однофазный сплав. При искусственном старении уменьшается концентрация пересыщающего компонента в твердом растворе, который расходуется на образование выделений.

Алюминий-литиевые сплавы обычно легируют большим количеством элементов, что позволяет добиться необходимого фазового состава, параметров микроструктуры (дисперсность, морфология выделений) и обеспечивает благоприятные механические свойства сплавов. Например, микролегирование серебром повышает статическую прочность вследствие того, что оно усиливает выделение дисперсных упрочняющих фаз при искусственном старении. Наличие скандия и циркония в составе сплава обеспечивает получение мелкозернистой структуры. Такое разнообразие легирующих элементов сказывается на сложности фазовых превращений в процессе термической обработки [11, 12].

Упрочнение данных сплавов происходит благодаря выделению высокодисперсных частиц метастабильной когерентной упорядоченной  $\delta'$ -фазы ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ), тройной  $T_1$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) и метастабильной  $\theta'$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ). В зависимости от системы легирования могут наблюдаться также фазы  $T_2$  ( $\text{Al}_6\text{CuLi}$ ),  $S'$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ),  $S_1$  ( $\text{Al}_2\text{MgLi}$ ) и др. Как правило, образование  $\theta'$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) происходит одновременно с образованием  $\delta'$ -фазы и ее объемная доля в основном зависит от соотношения  $\text{Cu/Li}$ . При содержании 2,0–4,5 % (по массе)  $\text{Cu}$  фаза  $\theta'$  может присутствовать при любом содержании лития в исследованном интервале – до 2,5 % (по массе)  $\text{Li}$  [13, 14].

В работе [1] показано, что при температурах 160 и 170 °С максимум прочностных свойств листов из сплава В-1469 достигается после выдержки в течение 24 ч, при увеличении которой не происходит разупрочнения (перестаривания) материала. Относительное удлинение при этом монотонно снижается по мере увеличения прочности, тогда как более пластичный материал при сохранении высокого уровня механических свойств удается получить только в недостаренном состоянии.

Ввиду того, что сплав В-1469 обладает высокой технологичностью при сварке, авторами работы [15] проведены обширные испытания в области исследования фазового состава при помощи порошковой рентгеновской дифракции сварных соединений листов из сплава В-1469. Показано, что основными упрочняющими фазами сплава являются  $S_1$ ,  $\theta$  и  $T_1$ , а сварной шов после проведения термической обработки (закалка и искусственное старение) характеризуется повышенным содержанием  $\text{Cu}$  и соответственным увеличением доли  $\theta$ - и  $T_1$ -фаз.

Цель данной работы – получение экспериментальных данных о влиянии различных способов искусственного старения (высокотемпературного и низкотемпературного в различных комбинациях) на микроструктуру и микротвердость сплава В-1469.

### **Материалы и методы**

Исследования проведены на образцах, вырезанных из листов толщиной 2 мм сплава В-1469, после различной термической обработки. Химический состав сплава В-1469 по ОСТ 1 90048–90 представлен в табл. 1.

Таблица 1

**Химический состав (% (по массе)) сплава В-1469 по ОСТ 1 90048–90**

Al	Cu	Li	Ag	Mg	Sc	Zr	Mn	Si	Fe
Основа	3,2–4,5	1,0–1,5	0,15–0,6	0,1–0,5	0,04–0,15	0,04–0,2	0,003–0,5	≤0,1	≤0,12

Термическую обработку проводили в муфельной печи SNOL 7,2/1300, поддерживающей максимальную температуру нагрева до 1300 °С и имеющей следующие технические характеристики:

Максимальная температура нагрева, °С	1300
Объем камеры, л	7,2
Размеры рабочей камеры (ширина, высота, глубина), мм	200×130×300
Габаритные размеры (ширина, высота, глубина), мм	600×690×770
Масса, кг	103
Номинальная мощность, кВт	3,5
Напряжение питающей сети, В	220
Производитель	AB UMEGA-GROUP

В зависимости от способа искусственного старения исследование проведено в два этапа:

- первый этап – закалка + высокотемпературное старение (ВТС);
- второй этап – закалка + высокотемпературное старение при 170 °С + низкотемпературное старение при 120 °С (НТС).

Предварительно все образцы подвергали отжигу для устранения отклонений от равновесного состояния, возникших при предыдущей обработке. Отжиг проводили при температуре 360 °С в течение 3 ч с последующим охлаждением в печи. Для дальнейшего изучения микроструктуры и свойств после отжига образец 0 больше не подвергали термической обработке.

Для остальных образцов проведена закалка в течение 30 мин при температуре 530 °С с охлаждением в воде. Образцы 1, 2 и 4 подвергали искусственному старению в течение 1, 4 и 12 ч соответственно при температуре 170 °С.

Образцы 1–4 разрезали на две части для проведения второго этапа искусственного старения. Вторые половины образцов получили обозначение 1'–4' и были подвергнуты термической обработке – двухступенчатому старению.

Образцы 1', 2' и 4' подвергали сначала ВТС, затем НТС. Образец 3', первоначально подвергшийся только отжигу и закалке, сначала был термически обработан от вылеживания (выдержка при 260 °С в течение 1,5 мин), затем подвергнут двухступенчатому искусственному старению – НТС в течение 4 ч при температуре 120 °С, а затем ВТС в течение 12 ч при температуре 170 °С. Режимы двухступенчатого искусственного старения представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Режимы двухступенчатого искусственного старения**

Условный номер образца	Режим: отжиг (при температуре 360 °С в течение 3 ч в печи) + закалка (при температуре 530 °С в течение 30 мин в воде) + двухступенчатое старение			
	1 ступень искусственного старения		2 ступень искусственного старения	
	время выдержки, ч	температура, °С	время выдержки, ч	температура, °С
1'	1	170	4	120
2'	4	170	4	120
4'	12	170	4	120
3'	4	120	10	170

Для исследования микроструктуры образцы протравлены реактивом Келлера (1,5 мл HCl + 1 мл HF + 2,5 мл HNO<sub>3</sub> + 95 мл H<sub>2</sub>O). Микроструктуру исследовали с помощью оптической микроскопии на инвертированном микроскопе Zeiss Axiovert 200 MAT. Микрорентгеноспектральный анализ образцов проводили на электронном сканирующем микроскопе Zeiss EVO LS с приставкой для проведения анализа Oxford Instruments Aztech Advanced Inca Energy 350 (микроанализатор) X-max 80. Измерения микротвердости проводили на микротвердомере Remet НХ-1000 с использованием нагрузки 100 г при продолжительности выдержки 10 с. Для измерения микротвердости отличающихся фазовых компонентов использована нагрузка 50 и 10 г.

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

### Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена микроструктура образцов после отжига, закалки и одноступенчатого старения при различных выдержках (1, 4 и 12 ч).

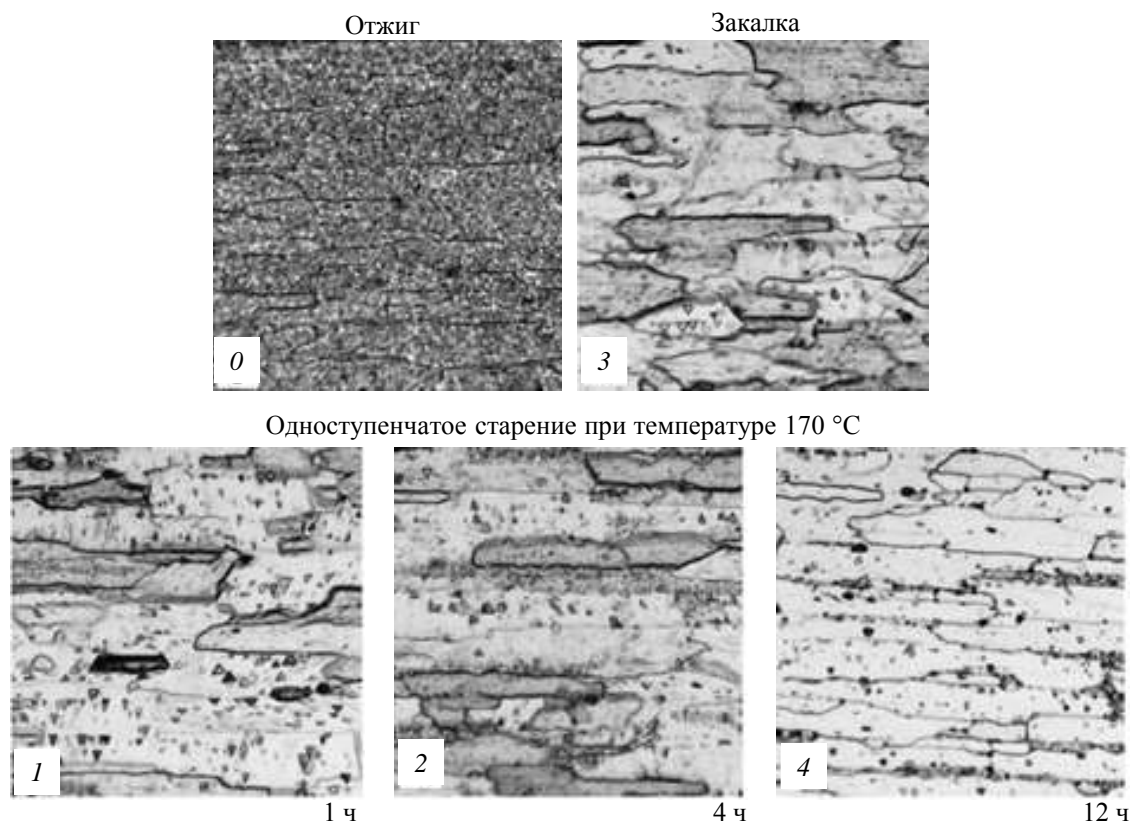


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 200$ ) образцов после отжига, закалки и одноступенчатого старения

Результаты исследований показали, что микроструктура отожженного образца 0 состоит из твердого раствора и интерметаллидных включений. На образце 3 наблюдается пересыщенный твердый раствор, в котором растворены интерметаллидные соединения. Наблюдаются также включения, не перешедшие в твердый раствор во время закалки, в виде треугольных кристаллов.

Микроструктура образца 1 схожа со структурой образца после закалки, но количество треугольных включений заметно увеличилось, поэтому следует отметить, что они расположены преимущественно в более светлой фазе.

На рис. 2 представлена микроструктура образцов после закалки и старения при выдержке в течение 1, 4 и 12 ч. На изображениях микроструктуры с увеличением продолжительности выдержки искусственного старения наблюдается изменение формы и размеров треугольных включений – размер уменьшается, а форма становится менее четкой. Распределение частиц также изменяется, они больше перемещаются к границам зерен, что отчетливо видно на микроструктуре образца после искусственного старения в течение 12 ч.

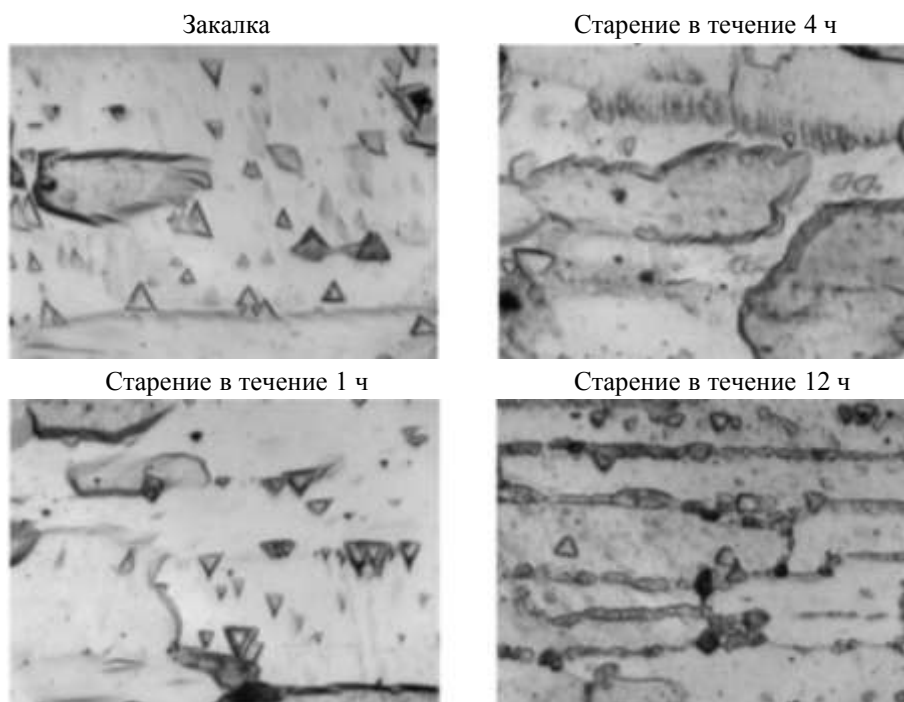


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 1000$ ) образцов после различной термической обработки

На образце после закалки произведены измерения высоты треугольных включений, которые находились в интервале – от 1,57 до 3,22 мкм (рис. 3).

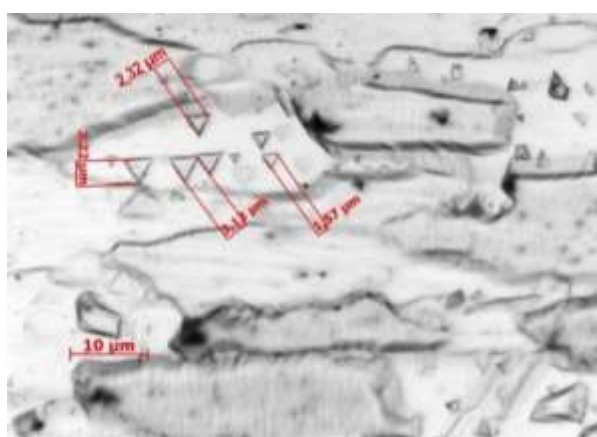


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 500$ ) образца с треугольными включениями

Микроструктура образцов после одноступенчатого и двухступенчатого искусственного старения представлена на рис. 4. На всех образцах присутствуют темные

области, обедненные медью. В данных образцах (старение в течение 1 ч + 4 ч; 4 ч + 4 ч; 12 ч + 4 ч; 4 ч + 10 ч) не обнаружены треугольные включения, присутствующие в образцах после одноступенчатого искусственного старения (1, 4 и 12 ч).

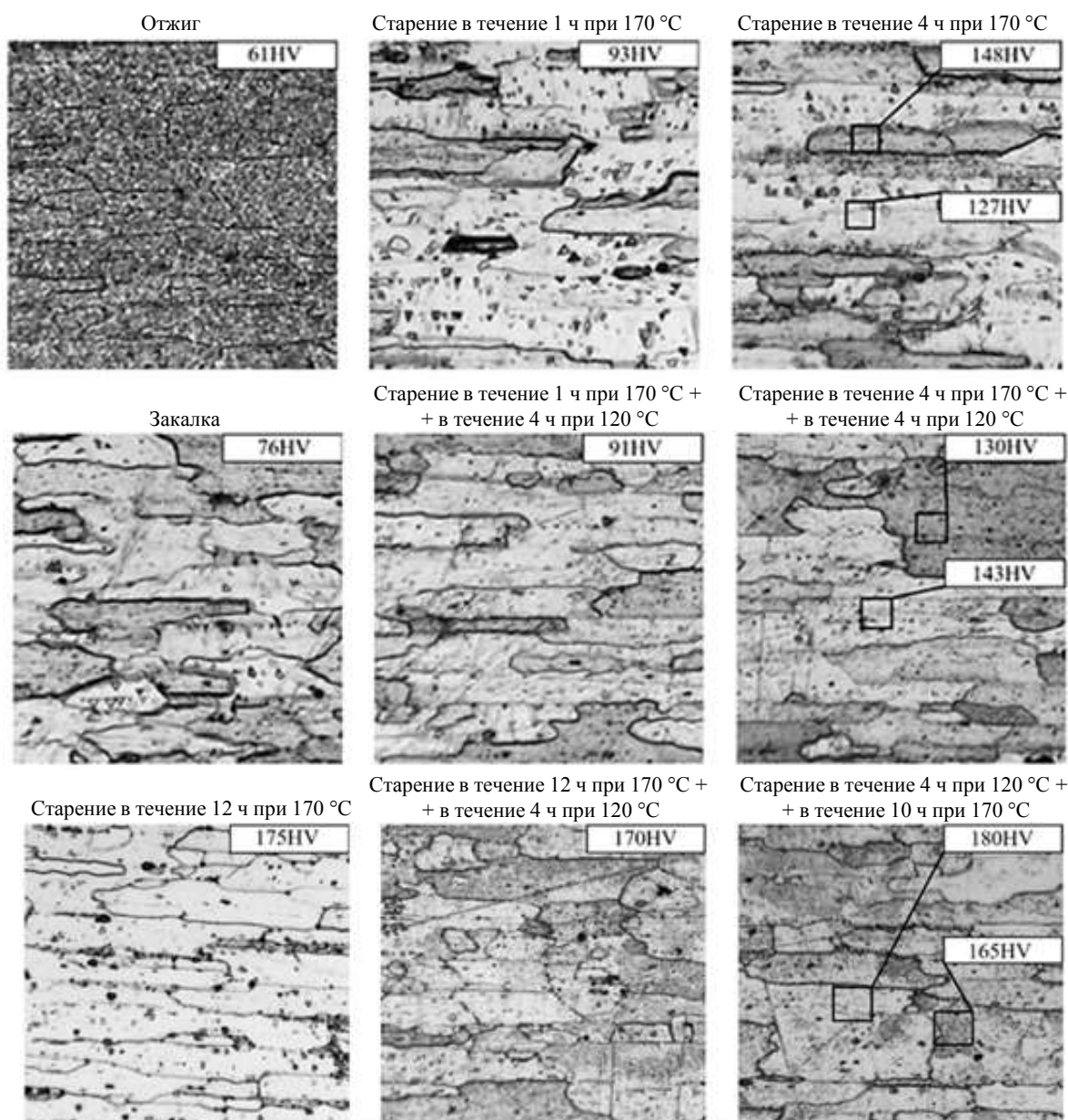
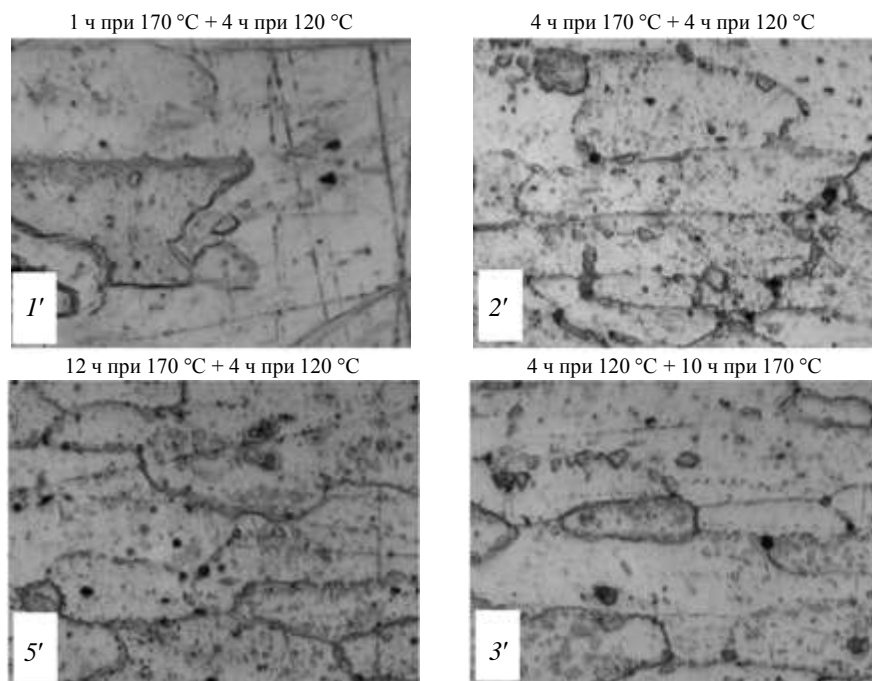
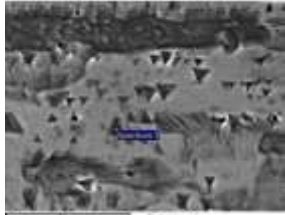


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 200$ ) и микротвердость (HV) образцов после одноступенчатого и двухступенчатого искусственного старения

У образцов 1', 2' и 4' первая ступень искусственного старения высокотемпературная (170 °C), вторая – низкотемпературная (120 °C), тогда как образец 3' состарен по режиму: первая ступень – при 120 °C в течение 4 ч, вторая ступень – при 170 °C в течение 10 ч. В образце 3' практически отсутствуют точечные включения (рис. 5), что объясняется тем, что создается большое количество центров выделений на первой низкотемпературной стадии, когда пресыщенность твердого раствора велика. Затем на высокотемпературной стадии происходит распад твердого раствора и увеличение размеров выделений [16].

Рис. 5. Микроструктура ( $\times 1000$ ) образцов после двухступенчатого старения

Для подробного исследования микроструктуры и состава проведен локальный химический анализ треугольных включений после закалки (рис. 6) и старения (рис. 7). При исследовании образца после закалки в треугольном включении выявлено высокое содержание меди ( $\sim 17\%$  (по массе)) в центре кристалла и серебра ( $\sim 2\%$  (по массе)). Предположено также, что в сплаве В-1469 при искусственном старении происходит последовательное нарастание на ядро, состоящее из более тяжелых элементов – циркония или серебра [17].

Элемент	Содержание элементов, % (по массе)	Микроструктура (СЭМ)
Al (K)	80,73	
Si (K)	0,26	
Sc (K)	0,05	
Cu (K)	<b>16,71</b>	
Ag (L)	<b>2,24</b>	
Итого	100,00	

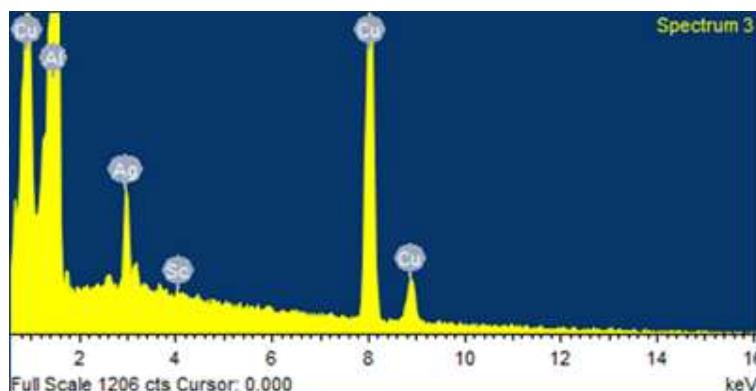


Рис. 6. Локальный анализ химического состава треугольных включений образца после закалки

Спектр	Содержание элементов, % (по массе)				
	Al	Si	Sc	Cu	Ag
1	94,12	0,13	0,05	<b>4,42</b>	1,29
2	94,64	0,27	0,13	3,44	1,52
3	94,69	0,14	0,06	3,41	1,71
4	94,66	0,19	0,16	3,48	1,51
5	94,53	0,17	0,04	3,65	1,60

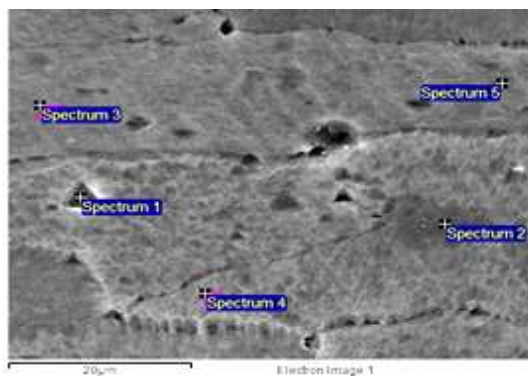


Рис. 7. Локальный анализ химического состава треугольных включений образца после одноступенчатого искусственного старения в течение 12 ч

Локальный анализ химического состава разных областей образца после одноступенчатого искусственного старения в течение 12 ч показал, что в пяти различных областях (спектры 1–5) химический состав является стабильным (рис. 7), за исключением спектра 1, снятого в центре треугольного включения, содержание меди в котором 4,42 % (по массе), что на 1 % (по массе) больше, чем в остальных областях.

### Заключения

После одноступенчатого искусственного старения образцов наблюдаются треугольные включения, содержащие Cu, Ag, Si и Sc, которые растворяются после двухступенчатого старения. Большинство образцов имеют однородную структуру, кроме образцов 2, 2' и 3'. Данные образцы имеют ярко выраженные темные области, микротвердость которых отличается от микротвердости основной светлой фазы.

Локальный анализ химического состава треугольных включений показал, что искусственное старение не влияет на качественный химический состав треугольных включений, но приводит к существенному уменьшению содержания Cu и Ag.

Минимальное значение микротвердости (91–93 HV) наблюдалось после одноступенчатого искусственного старения в течение 1 ч при температуре 170 °С и двухступенчатого старения при 1 ч, 170 °С + 4 ч, 120 °С, максимальные значения микротвердости (165–180 HV) – при одноступенчатом старении с максимальной выдержкой (12 ч) и двухступенчатых старениях при 12 ч, 170 °С + 4 ч, 120 °С и 4 ч, 120 °С + 10 ч, 170 °С. В дальнейших исследованиях предстоит выяснить влияние вариантов старения на другие механические и эксплуатационные свойства сплава В-1469.

### Список источников

1. Ключкова Ю.Ю., Ключков Г.Г., Романенко В.А., Попов В.И. Структура и свойства листов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 // *Авиационные материалы*. 2015. № 4 (37). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-3-8.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Оглодков М.С. Опыт и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники // *Металлург*. 2021. № 1. С. 62–70.
3. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. № 3. С. 10–15.
4. 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.
5. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

6. Оглодков М.С., Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Пантелеев М.Д. Направления развития перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационно-космической техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.
7. Антипов В.В. Научно-технологические основы разработки слоистых алюмокомпозитов нового поколения с варьруемыми физико-механическими свойствами на основе листов из алюминий-литиевых сплавов пониженной плотности: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М., 2020. 44 с.
8. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминий-литиевые сплавы // 75 лет. *Авиационные материалы*. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-техн. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 163–171.
9. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
10. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов В.В., Клочков Г.Г., Скупов А.А. Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1 (50). С. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
11. Гордеева М.И. Исследование влияния деформации, термической обработки и сварки на фазовый состав, текстуру и анизотропию механических свойств материалов авиационной техники из алюминий-литиевых сплавов 1441, 1461 и 1469: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2017. 24 с.
12. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
13. Князев М.И. Разработка количественных методов исследования фазового состава, текстуры и анизотропии свойств алюминий-литиевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 178 с.
14. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al–Cu–Li и Al–Mg–Li (обзор) // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. № 11. С. 10–26.
15. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Клочков Г.Г. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.
16. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: *Металлургия*, 1986. 480 с.
17. Истомина-Кастровская В.В., Шамрай В.Ф., Грушко О.Е. и др. Влияние добавок серебра, магния, циркония на старение сплава В-1469 системы Al–Cu–Li // *Металлы*. 2010. № 5. С. 73–78.

#### References

1. Klochkova Yu.Yu., Klochkov G.G., Romanenko V.A., Popov V.I. Structure and properties of sheets from high-strength aluminum-lithium alloy V-1469. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-3-8.
2. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova Yu.S., Oglodkov M.S. Experience and prospects for the use of aluminum-lithium alloys in products of aviation and space technology. *Metallurg*, 2021, no. 1, pp. 62–70.
3. Kablov E.N. Modern materials – the basis of innovative modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.
4. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
5. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.

6. Oglodkov M.S., Shchetinina N.D., Rudchenko A.S., Panteleev M.D. Directions of the development of promising aluminum-lithium alloys for aero-space engineering (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.
7. Antipov V.V. *Scientific and technological foundations for the development of a new generation of layered aluminum-glass plastics with variable physical and mechanical properties based on low-density aluminum-lithium alloy sheets*: thesis abstract, Dr. Sc. (Tech.). Moscow, 2020, 44 p.
8. Fridlyander I.N., Grushko O.E., Antipov V.V., Kolobnev N.I., Khokhlatova L.B. Aluminum-lithium alloys. 75 years. *Aviation materials. Selected works of "VIAM" 1932–2007: anniversary. sci.-tech. coll.* Moscow: VIAM, 2007, pp. 163–171.
9. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N., Nefedova Yu.N. Perspectives of application of fiber metal laminate materials based on aluminum alloys in aircraft design. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
10. Fomin V.M., Malikov A.G., Orishich A.M., Antipov V.V., Klochkov G.G., Skupov A.A. Heat treatment effect on structure of joint weld sheets from V-1469 alloy of Al–Cu–Li system manufactured by laser welding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
11. Gordeeva M.I. *Investigation of the influence of deformation, heat treatment and welding on the phase composition, texture and anisotropy of the mechanical properties of aircraft materials from aluminum-lithium alloys 1441, 1461 and 1469*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2017, 24 p.
12. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable  $\beta$ -titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 2. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 25, 2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
13. Knyazev M.I. *Development of quantitative methods for studying the phase composition, texture and anisotropy of the properties of aluminum-lithium alloys*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2016, 178 p.
14. Betsofen S.Ya., Antipov V.V., Knyazev M.I. Phase composition, texture and anisotropy of mechanical properties of Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys (review). *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2015, no. 11, pp. 10–26.
15. Bulina N.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Klochkov G.G. Research of the structural-phase composition of laser weld joint depending on the thermal processing of the aluminum alloy V-1469. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.
16. Novikov I.I. *Theory of heat treatment of metals*: textbook for universities. 4th ed., rev. and add. Moscow: Metallurgiya, 1986, 480 p.
17. Istomin-Kastrovskii V.V., Shamrai V.F., Grushko O.E. et al. Effect of additives of silver, magnesium, zirconium on the aging of the V-1469 alloy of the Al–Cu–Li system. *Metally*, 2010, no. 5, pp. 73–78.

**Информация об авторах**

**Антипов Константин Валерьевич**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Оглодкова Юлия Сергеевна**, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Курынцев Сергей Вячеславович**, доцент, к.э.н., КНИТУ-КАИ им. А.Н. Туполева, [kuryntsev16@mail.ru](mailto:kuryntsev16@mail.ru)

**Сафиуллин Эльдар Ильфатович**, студент, КНИТУ-КАИ им. А.Н. Туполева, [SafiullinEI@stud.kai.ru](mailto:SafiullinEI@stud.kai.ru)

**Information about the authors**

**Konstantin V. Antipov**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Yulia S. Oglodkova**, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Sergej V. Kuryntsev**, Associate Professor, Candidate of Sciences (Econ.), KNRTU-KAI named after A.N. Tupolev, [kuryntsev16@mail.ru](mailto:kuryntsev16@mail.ru)

**Eldar I. Safiullin**, student, KNRTU-KAI named after A.N. Tupolev, [SafiullinEI@stud.kai.ru](mailto:SafiullinEI@stud.kai.ru)

Статья поступила в редакцию 22.09.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 26.09.2022.

The article was submitted 22.09.2022; approved and accepted for publication after reviewing 26.09.2022.