

УДК 669.018.28:669.715

*Е.Н. Каблов<sup>1</sup>, Е.В. Белов<sup>1</sup>, А.В. Трапезников<sup>1</sup>, А.А. Леонов<sup>1</sup>, Д.В. Зайцев<sup>1</sup>*

## **ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ И КИНЕТИКА СТАРЕНИЯ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Si-Cu-Mg**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34

*На основании проведенных исследований установлено, что применение закалки с горячим изостатическим прессованием, а также ступенчатого старения с последовательно повышающимися температурами низкотемпературного старения (первая ступень) и высокотемпературного старения (вторая ступень) обеспечивает для медистого силумина АЛ4МС при литье в формы из холоднотвердеющих смесей высокий предел прочности, повышает предел текучести на 10 %, сохраняя высокую пластичность, по сравнению с уровнем свойств после одноступенчатого старения.*

**Ключевые слова:** медистый силумин, трехступенчатая закалка, двухступенчатое старение, горячее изостатическое прессование, дислокационная структура, упрочняющие фазы.

*E.N. Kablov<sup>1</sup>, E.V. Belov<sup>1</sup>, A.V. Trapeznikov<sup>1</sup>, A.A. Leonov<sup>1</sup>, D.V. Zaitsev<sup>1</sup>*

## **STRENGTHENING FEATURES AND AGING KINETICS OF HIGH-STRENGTH CAST ALUMINUM ALLOY AL4MS BASED ON Al-Si-Cu-Mg SYSTEM**

*Based on the conducted research, it has been found that quenching with hot isostatic pressure and step-by-step aging with consistently increasing temperatures of low-temperature aging (first stage) and high-temperature aging (second stage) provides high tensile strength for AL4MS copper silumin during cold box casting, increases the flow stress by 10%, and maintains high plasticity compared to the level of properties after single-stage aging.*

**Keywords:** copper silumin, three-stage quenching, two-stage aging, hot isostatic pressing, dislocation structure, strengthening phases.

---

<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**

Уровень развития современной авиационной техники, надежность изделий и способы их производства определяются свойствами используемых материалов. Еще недавно основным критерием при выборе материала была его прочность. Однако практика показывает, что наряду с прочностными характеристиками особое значение имеет надежность в эксплуатации [1–6]. Эффективным способом упрочнения алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si-Cu-Mg при создании конструкционных материалов для авиакосмической техники является термическая обработка, включающая закалку и ступенчатое старение [7, 8]. Известно, что высокопрочное состояние сплавов можно получить применением одинарного изотермического старения (распада пересыщенного твердого раствора) или ступенчатого старения, сочетающего низкотемпературное

старение (первая ступень) с последующим высокотемпературным старением (вторая ступень) [9–14]. В результате при температуре низкотемпературного старения создается большое число зародышей фазы, стабильных при более высокой температуре второй ступени старения. Таким образом, удастся значительно увеличить дисперсность выделений и благодаря этому повысить механические свойства сплава [15–17].

Сплав АЛ4МС (патент РФ № 2563416) относится к группе высокопрочных медистых силуминов и по комплексу механических свойств (относительное удлинение, технологические свойства, герметичность и др.) превосходит многие литейные алюминиевые сплавы. Он предназначен для изготовления крупногабаритных деталей сложной геометрической формы, длительно работающих при температуре до 250 °С. Высокие механические свойства сплав приобретает после термической обработки по режиму Т5 (закалка+старение) и при литье в песчаные формы, которые составляют:  $\sigma_b \geq 275$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 235$  МПа,  $\delta \geq 5$  %.

Цель данной работы – описание основных положений теории упрочнения применительно к литейному сплаву АЛ4МС, определение кинетики изменения структуры и физико-механических свойств в результате ступенчатого старения.

### Материалы и методы

Исследования медистого силумина АЛ4МС проводили на отдельно отлитых образцах, полученных методом литья в формы из холоднотвердеющих смесей (ХТС). Выплавку сплава осуществляли в индукционной печи типа ИСТ-04. С целью получения максимального удлинения содержание элементов в сплаве было в пределах, % (по массе): 8,5–9,0 Si; 1,5–1,65 Cu; 0,37–0,45 Mg.

Термическую обработку проводили в печах сопротивления «Накал», горячее изостатическое прессование (ГИП) – в газостате Quintus-16 фирмы ASEA (Швеция).

Механические свойства определяли при испытании на разрывной машине Zwick/Roell Z100.

Количественный металлографический анализ структуры проводили на металлографическом комплексе фирмы Leica. Съемку изображений вели при помощи цифровой камеры VEC-335 (3 мегапикселя).

Рентгеноструктурный анализ, включая фазовый, проводили на рентгеновском дифрактометре Empyrean PANanalytical. Регистрацию дифрактограмм осуществляли в монохроматическом  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении в геометрии Брэгга–Брентано, расшифровку дифрактограмм – с помощью специализированной программы HighScore+ и базы данных PDF-2 2014.

Тонкую структуру образцов из сплава АЛ4МС исследовали с применением просвечивающего электронного микроскопа Tecnai G2 F20 S-TWIN (9922720/D2318) по MM1.595-17-344–2007 с приставкой для рентгеноспектрального анализа X-Max80T. Объекты исследования – фольги, приготовленные на установке Tenupol-5 фирмы Struers методом электролитической струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до –38 °С.

### Результаты и обсуждение

Сплав АЛ4МС имеет сложный химический состав (Al–Si–Cu–Mg–Ti–Zr–Sc). Выбор режима термической обработки определяется фазовым составом сплава, который в свою очередь может сильно изменяться в зависимости от скорости кристаллизации. Чем медленнее идет процесс кристаллизации, например, при литье в формы из песчано-глинистых (ПГС) или холоднотвердеющих смесей (особенно при наличии массивных участков отливки), тем шире интервал кристаллизации. С учетом неравновесных условий кристаллизации при литье в формы из ХТС необходимо прежде всего

исследовать сплав АЛ4МС на наличие легкоплавких эвтектик, температура плавления которых определяет температуру нагрева под закалку. Правильный выбор температуры нагрева под закалку имеет определяющее значение в достижении высоких прочностных свойств сплава. С одной стороны, эта температура должна быть достаточно высокой, чтобы обеспечить в закаленном состоянии высокую степень пересыщения твердого раствора, позволяющую в процессе старения получить высокую плотность ультрадисперсных частиц (микронеоднородность) и, следовательно, максимально упрочнить сплав. С другой стороны, при выборе этой температуры необходимо учитывать температуру плавления легкоплавких эвтектик [11].

Анализ дифракционных спектров показал, что для всех образцов из сплава АЛ4МС в литом состоянии основной фазой является  $\alpha$ -твердый раствор Al и Si с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой, а также образуются  $\theta$ -фаза ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $\beta$ -фаза ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) и дополнительная фазовая составляющая – W-фаза ( $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$ ), которая при литье в кокиль с высокой скоростью кристаллизации не наблюдается (рис. 1 и 2).

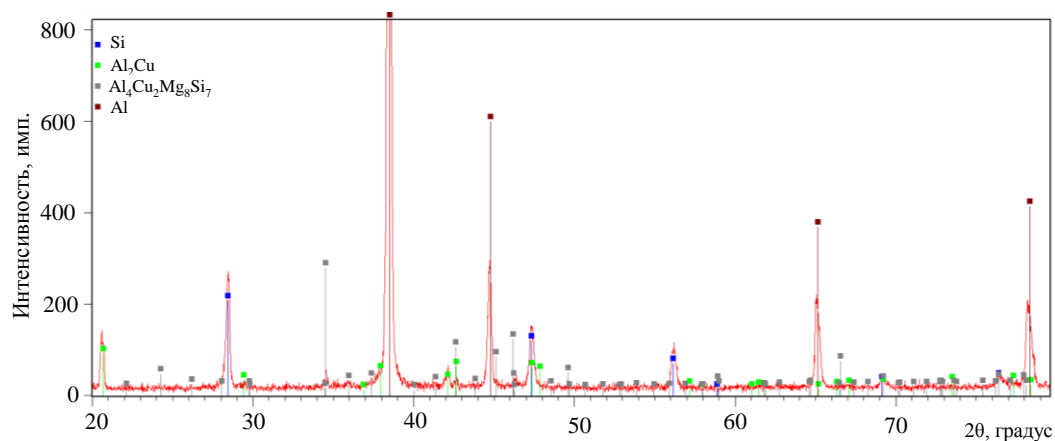


Рис. 1. Дифракционный спектр образца из сплава АЛ4МС в литом состоянии и штрих-диаграмма обнаруженных фаз

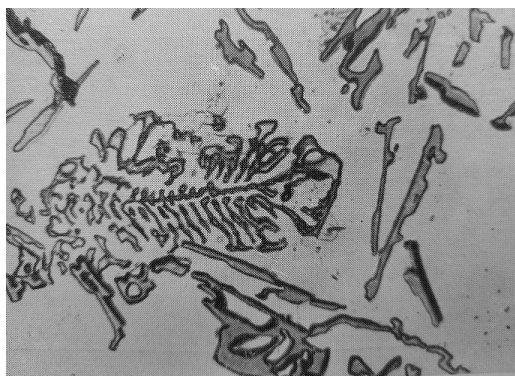


Рис. 2. Форма кристаллизации W-фазы ( $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$ ),  $\times 500$  [11]

Вследствие этого для последовательного растворения упрочняющих фаз и исключения пережога для сплава АЛ4МС требуется термическая обработка по ступенчатому режиму с максимальной выдержкой на каждой ступени.

На термограмме для сплава АЛ4МС в литом состоянии фиксируют четыре эндотермических эффекта, которые, очевидно, соответствуют оплавлению эвтектик различного состава (табл. 1).

Таблица 1

Температуры плавления эвтектик в сплаве АЛ4МС

Температура, °С	503	517	538	566
Эвтектика	$\alpha + W + Al_2Cu + Mg_2Si$	$\alpha + Al_2Cu + Mg_2Si$	$\alpha + Si + Al_2Cu$	$\alpha + Si$

Таким образом, для максимального упрочнения сплава, достигаемого за счет присутствия пересыщенного твердого раствора, температура нагрева должна быть ступенчатой. Изначально для медистых силуминов марок АЛ4МС, АЛ4М и ВАЛ8 установлен нагрев под закалку с третьей ступенью при температуре 510 °С, что, как показали исследования, недостаточно для получения максимальных прочностных свойств. Поэтому, очевидно, для закалки может подойти трехступенчатый режим для растворения эвтектик W, Al<sub>2</sub>Cu и Mg<sub>2</sub>Si с последней ступенью при температуре 535 °С.

Максимальному повышению свойств могут помешать мелкие газовые включения в виде раковин, неизбежно присутствующие в отливках. Поэтому с целью устранения внутренних (т. е. не сообщающихся с поверхностью) раковин и пор, повышения предела текучести и сохранения высокой пластичности после закалки, совместно с различными режимами старения применяли ГИП. Удаление газовой пористости в сплаве происходит главным образом за счет пластической деформации материала отливки в месте расположения этих пустот. Под воздействием всестороннего сжатия материал отливки деформируется и постепенно «заполняет» пустоту, стенки поры или раковины сближаются, смыкаются и диффузионно срачиваются (свариваются). В полости внутренней поры или раковины присутствует под низким давлением водород, который был растворен в жидком алюминиевом сплаве. Этот водород не будет препятствовать «захлопыванию» поры или раковины, поскольку под воздействием температуры и давления он будет диффундировать в материал отливки, частично растворяясь в нем, и уходить в рабочую среду газостата. Тем самым повышаются механические свойства, особенно пластичность. Максимальная эффективность газостатирования достигается при температуре, близкой к температуре солидус, но поскольку в газостате затруднена ее регулировка, то во избежание пережога выбрали температуру 525±5 °С для проведения ГИП.

Достаточность этих температур и эффективность выбранного режима в целом подтверждаются металлографическими исследованиями и стабильностью уровня механических свойств образцов после закалки – все упрочняющие фазы переведены в твердый раствор, пережог отсутствует.

На рис. 3 показана микроструктура сплава АЛ4МС в литом состоянии и после закалки по выбранному режиму. В процессе ступенчатой закалки наблюдается растворение и коагуляция частиц кремния в эвтектике и расширение области  $\alpha$ -твердого раствора.

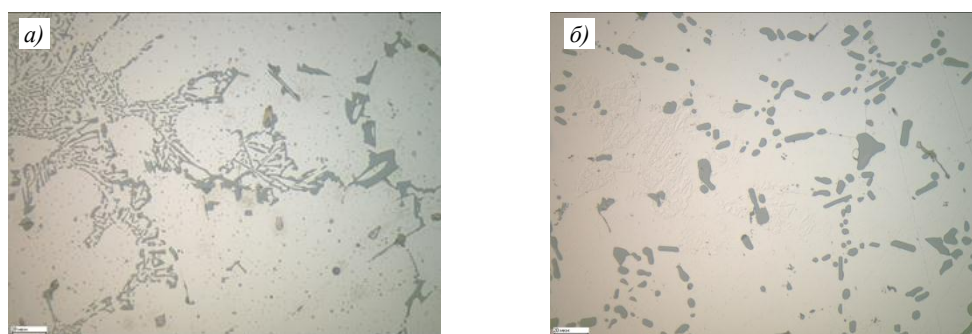


Рис. 3. Микроструктура (×500) в образцах из сплава АЛ4МС в литом состоянии после травления (а) и закалки (б)

Ранее проведена работа по опробованию различных режимов старения сплава АЛ4МС на основе анализа режимов термообработки сплавов-аналогов из ГОСТ 1583–93 (табл. 2). Цель работы – повышение предела текучести с применением процесса ГИП.

Таблица 2

**Механические свойства\* образцов из сплава АЛ4МС  
после термической обработки по различным режимам**

Условный номер образца	Режим термической обработки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Закалка + ГИП**+ закалка	$\frac{210-215}{214}$	$\frac{165-180}{172}$	$\frac{5,5-7,0}{6,3}$
2	Закалка+ГИП**+ закалка + старение***	$\frac{355-375}{367}$	$\frac{300-305}{303}$	$\frac{2,5-5,8}{4,2}$
3	Закалка+ГИП**+ закалка + старение****	$\frac{325-360}{343}$	$\frac{265-280}{274}$	$\frac{2,6-7,7}{4,8}$
Паспортные данные (литье в ПГС)	T5 (закалка + старение****)	$\geq 275$	$\geq 235$	$\geq 5$
* В числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее. ** При температуре $525 \pm 5$ °С, давлении $1100 \pm 100$ ат и выдержке 3 ч. *** При 130 °С, 2 ч + 165 °С, 6 ч, охлаждение на воздухе. **** При 160 °С, 6 ч, охлаждение на воздухе.				

Закалка перед и после ГИП необходима для максимального растворения фаз. Значения пределов прочности при растяжении и текучести удалось значительно повысить, при этом среднее значение для относительного удлинения немного уступает паспортному минимальному значению, поэтому было необходимо доработать режим старения.

Для выбора оптимального режима старения сплава АЛ4МС при литье в формы из ХТС исследованы процессы, происходящие при распаде твердого раствора. Так, необходимо было понять, каким образом формируются структурные выделения дисперсных фаз при двухступенчатом старении по схеме «низкотемпературное старение+высокотемпературное старение». Эффективность такой обработки определяется термической стабильностью низкотемпературных структурных выделений при высоких температурах. Однако переход от низко- к высокотемпературному старению обычно сопровождается полным или частичным растворением зародышей фазы. Такой процесс возврата определяет устойчивость выделений на стадии высокотемпературного старения и, очевидно, имеет существенное значение в формировании структуры при температуре второй ступени старения. В связи с этим представляется важным детально рассмотреть кинетику изменения структуры в результате ступенчатого старения и определить оптимальный режим применительно к алюминиевому сплаву АЛ4МС при невысоких скоростях кристаллизации.

Для этого исследовано влияние образования зон Гинье–Престона (ГП), выделения метастабильных и стабильных фаз в зависимости от режимов одинарного или ступенчатого старения. Механические свойства сплава АЛ4МС в зависимости от режима термической обработки приведены в табл. 3. Для оценки структуры и свойств при «перестаривании» испытали один образец (режим 12).

Анализ полученных данных показывает, что максимальное упрочнение сплава достигается после закалки и одноступенчатого длительного или высокотемпературного старения по режимам 7 и 12. Однако пластичность сплава резко снижается. Определение

механических свойств сплава АЛ4МС, подвергнутого двухступенчатому старению по режимам 10 и 11, показало, что его предел текучести повышается на 25 % без снижения пластичности, по сравнению с пределом текучести после одноступенчатого низкотемпературного старения (режимы 3 и 4).

Таблица 3

**Механические свойства\* сплава АЛ4МС в зависимости от режима термической обработки**

Условный номер режима	Режим термической обработки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Закалка + ГИП + закалка (Т4)	$\frac{280-310}{295}$	$\frac{205-210}{210}$	$\frac{5,1-5,3}{5,2}$
2	Т4 + низкотемпературное старение 4 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{315-330}{325}$	$\frac{200-205}{205}$	$\frac{5,5-7,5}{6,5}$
3	Т4 + низкотемпературное старение 10 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{310-320}{315}$	$\frac{205-210}{205}$	$\frac{3,6-6,2}{5,3}$
4	Т4 + низкотемпературное старение 24 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{300-320}{310}$	$\frac{205-220}{210}$	$\frac{3,1-5,7}{4,4}$
5	Т4 + высокотемпературное старение 4 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{315-325}{320}$	$\frac{225-230}{225}$	$\frac{2,7-3,1}{2,9}$
6	Т4 + высокотемпературное старение 10 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{350-365}{355}$	$\frac{290-300}{295}$	$\frac{1,0-1,7}{1,3}$
7	Т4 + высокотемпературное старение 24 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{345-385}{370}$	$\frac{310-320}{315}$	$\frac{0,5-1,8}{1,3}$
8	Т4 + низкотемпературное старение 10 ч + + высокотемпературное старение 6 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{320-345}{335}$	$\frac{255-275}{265}$	$\frac{1,4-3,0}{2,4}$
9	Т4 + низкотемпературное старение 24 ч + + высокотемпературное старение 6 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{315-350}{330}$	$\frac{250-255}{250}$	$\frac{1,5-4,1}{2,8}$
10	Т4 + низкотемпературное старение 2 ч + + высокотемпературное старение 2 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{300-330}{315}$	$\frac{260-270}{265}$	$\frac{5,1-6,3}{5,6}$
11	Т4 + низкотемпературное старение 2 ч + + высокотемпературное старение 4 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{320-325}{320}$	$\frac{260-270}{265}$	$\frac{5,0-5,1}{5,0}$
12	Т4 + старение при 200 °С, 10 ч, охлаждение на воздухе	370	320	1,4

\* В числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее.

Сохранение пластичности сплава АЛ4МС после двухступенчатого старения на прежнем уровне (режим 10), по сравнению с одноступенчатым старением (режим 3), можно объяснить более регулярным пространственным распределением частиц упрочняющей  $\theta'$ -фазы и меньшим их разбросом по размерам, что приводит к более однородному распределению сдвиговой деформации в сплаве и к участию в процессе деформации большего объема кристалла. Вследствие этого, несмотря на увеличение прочности, относительное удлинение при испытаниях остается на прежнем уровне. При определенных размерах частиц упрочняющей фазы и равномерном распределении их в объеме зерна, пластическая деформация в кристалле является результатом сочетания свободного пробега скользящих дислокаций и огибания частиц фазы, что позволяет сохранять пластичность материала при увеличении уровня прочности.

Наилучшее сочетание пределов прочности и текучести при высоком относительном удлинении достигается после двухступенчатого старения по режиму 10. Для обоснования выбранного режима старения проведены исследования тонкой структуры сплава.

На рис. 4 представлена структура твердого раствора сплава АЛ4МС в закаленном состоянии, отлитого в форму из ХТС. В структуре образца после трехступенчатой закалки наблюдаются дислокации и частицы фазы, содержащей Sc, Zr, Ti и Si (рис. 4, а). Кристаллическая решетка частиц является кубической гранцентрированной, упорядоченной по типу сверхструктуры  $L1_2$ . Некоторые из таких частиц имеют кристаллографическую огранку и небольшую разориентировку с матрицей, что может быть связано с несоответствием решеток при сохранении их когерентного сопряжения с матрицей (рис. 4, б, в). В структуре сплава (рис. 4, г) происходит также выделение упрочняющих фаз на основе меди и магния.

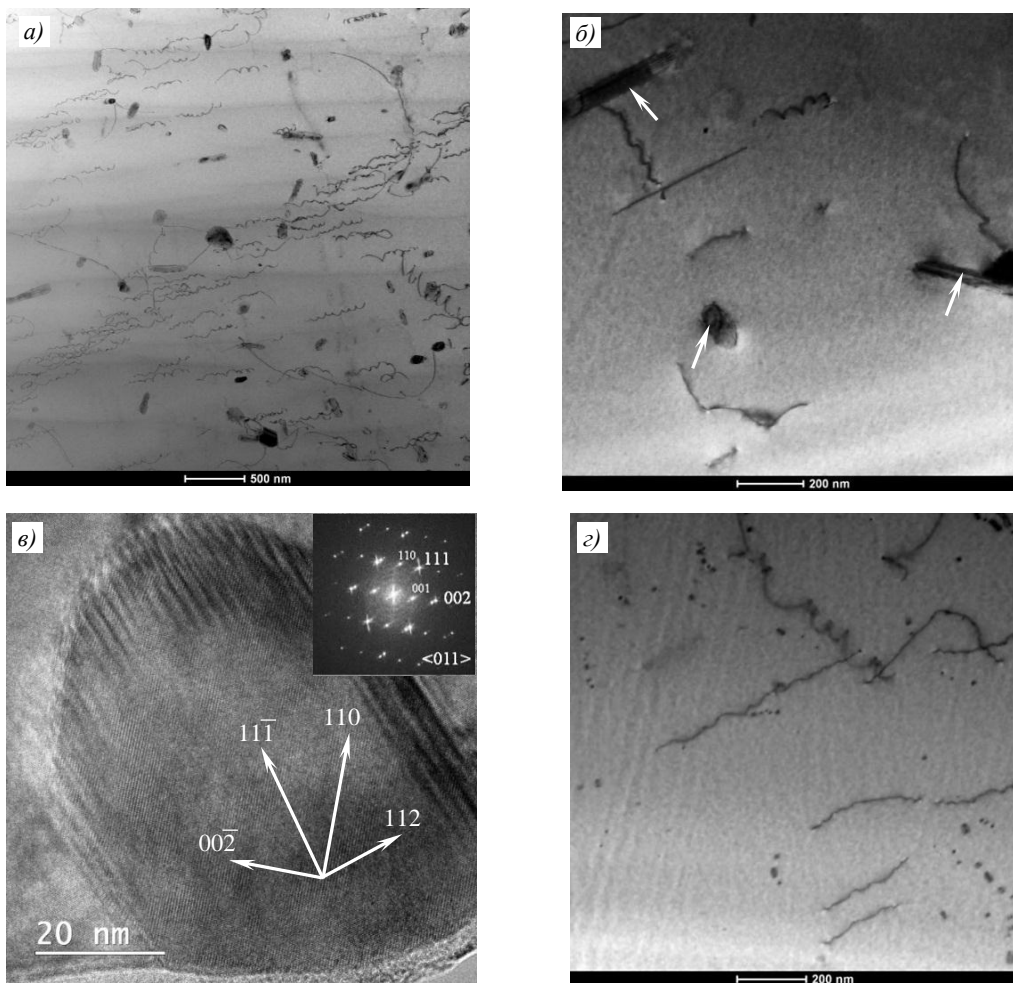


Рис. 4. Структура закаленного образца (режим 1): а – дислокационная структура; б – частицы с упорядоченной ГЦК-решеткой (дисперсоиды); в – прямое разрешение частицы в  $\alpha$ -матрице и Фурье-преобразование (ось зоны  $\langle 011 \rangle$ ); г – упрочняющие фазы на основе меди, магния и дислокаций

Упрочняющие фазы, содержащие Sc, Zr, Ti и Si, распределены в твердом растворе как показано на рис. 5.



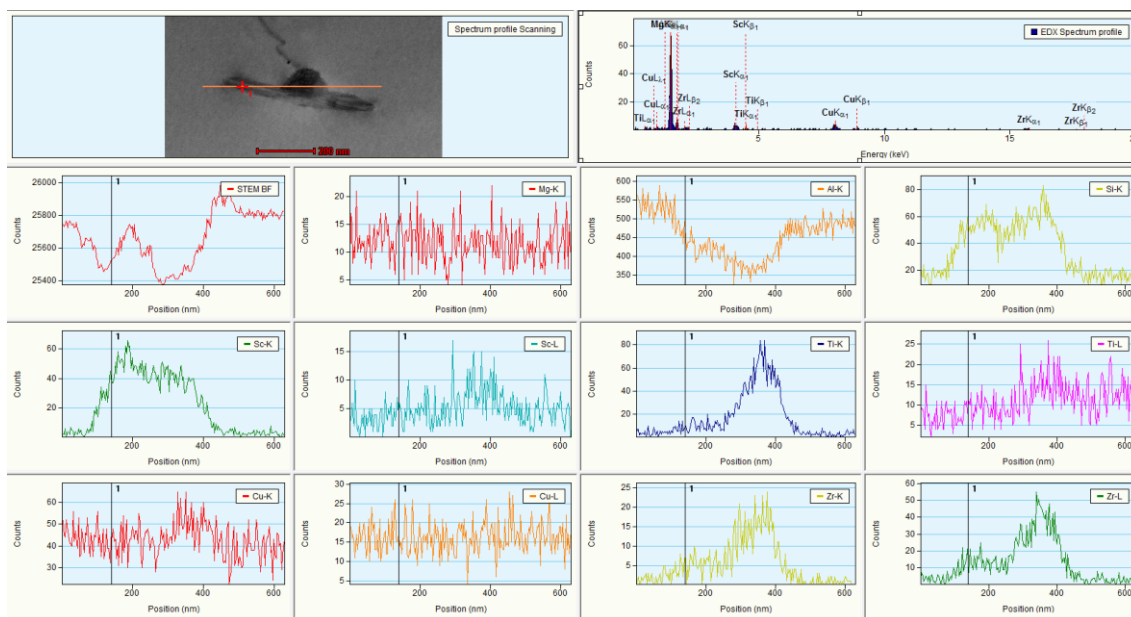


Рис. 5. Профиль распределения легирующих элементов вдоль линии (режим *I*)

На рис. 6 видно, что в процессе охлаждения прошла первоначальная стадия старения, наблюдается распад пересыщенного твердого раствора, происходит распад продуктов зонной стадии старения с выделением зон ГП (пятна диаметром 10–20 нм) и образованием скоплений ультрадисперсных частиц кремния. Однако сниженная скорость кристаллизации при литье в форму из ХТС уменьшает плотность зон ГП в твердом растворе сплава АЛ4МС. Это можно объяснить тем, что степень пересыщения твердого раствора пониженная и степень искажения кристаллической решетки твердого раствора также низкая, что тормозит процесс формирования зон ГП, а также и ультрадисперсных частиц элементарного кремния. Поэтому для компенсации отрицательного влияния скорости кристаллизации на процесс образования зон ГП необходимо увеличение продолжительности зонной стадии низкотемпературного старения.

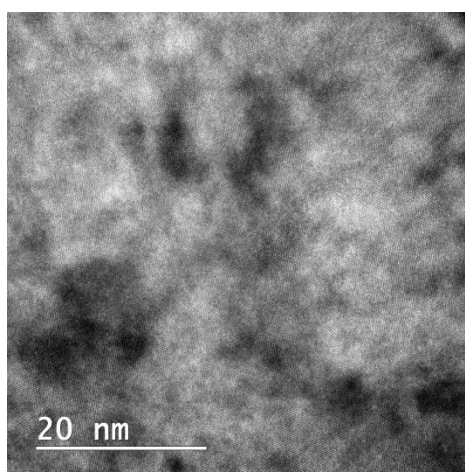


Рис. 6. Структура сплава АЛ4МС после закалки – прямое разрешение кристаллической решетки твердого раствора с неоднородными областями (зоны Гинье–Престона)

Низкотемпературное старение при температурах 130–160 °С после закалки приводит к быстрому и множественному распаду твердого раствора. В структуре образца 2 (табл. 2) наблюдается распад твердого раствора с выделением упрочняющих фаз,



содержащих Sc, Zr, Si, Cu и Mg (рис. 7, а). Видны более крупные структурные выделения на дислокациях и отдельные частицы в объеме зерна. Гомогенно зарождающиеся частицы имеют минимальные размеры и равномерно распределены в объеме зерна (рис. 7, б).

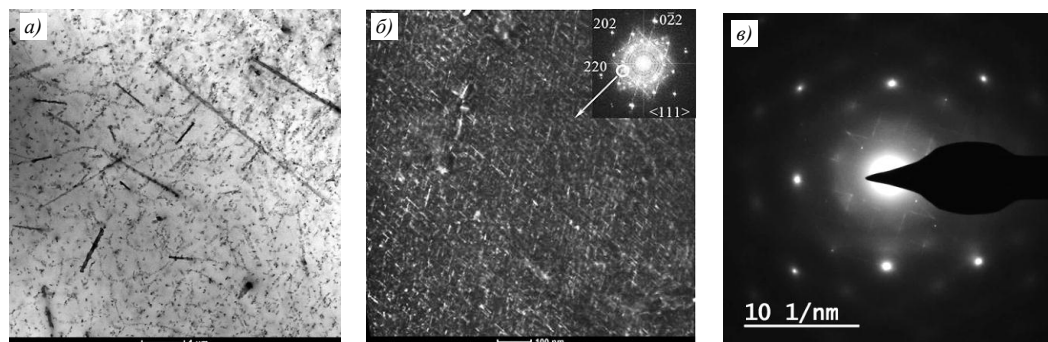


Рис. 7. Структура образца 2 (табл. 2): а – светлопольный снимок отдельных крупных выделений упрочняющей фазы в объеме зерна и гетерогенных выделений на дислокациях; б – темнопольный снимок структурных выделений упрочняющей фазы в объеме зерна (ось зоны  $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ , вектор  $g = 1/2(220)$ ); в – электронограмма с рефлексами  $\beta'$ -фазы (ось зоны  $\langle 125 \rangle_{\alpha}$ )

В структуре сплава АЛ4МС после низкотемпературного старения можно наблюдать мелкие скопления зон ГП. Плотность зон ГП тем выше, чем больше продолжительность старения (рис. 8, а, б). При этом увеличивается количество скоплений ультрадисперсных частиц элементарного кремния. Повышение прочности состаренного сплава определяется процессом взаимодействия при скольжении дислокаций с продуктами выделения. Дислокации проходят через зоны, когерентные и частично когерентные выделения, огибая при своем движении выделения. Механическое торможение движения дислокаций дисперсными частицами оказывается тем больше, чем меньше расстояние между ними. С увеличением продолжительности старения количество зон продуктов распада твердого раствора возрастает, расстояние между ними становится меньше, чем в начале старения, и прочность сплава, подвергнутого старению, повышается. Анализ приведенных в табл. 3 данных показывает, что наибольшее значение предела прочности при растяжении достигается после термообработки по режимам 7 и 12.

Старение (одна ступень) при более высокой температуре 200 °С протекает с образованием частиц метастабильной фазы  $\theta'$  и  $\beta'$ -фазы, а также более крупных частиц кремния (рис. 8, в), пластичность сплава снижается (табл. 3, режим 12).

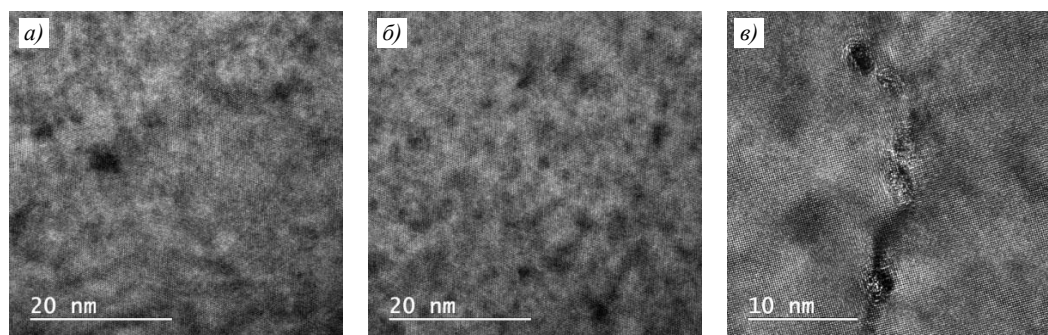


Рис. 8. Тонкая структура сплава АЛ4МС в зависимости от режима старения: 3 (а), 4 (б) и 12 (в)

Для проведения высокотемпературного старения выбран следующий режим первой ступени: температура 130 °С в течение 2 ч. В процессе высокотемпературного старения (вторая ступень) после первой ступени наблюдается эффект возврата,

который зависит от устойчивости выделения зон ГП и величины упругих напряжений, возникающих из-за несоответствия параметров кристаллических решеток зон и матрицы. Так, в сплаве АЛ4МС вследствие большого несоответствия решеток вокруг зон ГП существуют напряжения, которые при температуре возврата перераспределяются и релаксируют. При этом наблюдается полное растворение зон. Для  $\theta''$ -фазы, выделяющейся при этом в процессе старения, величина напряжений существенно меньше, что обуславливает неполный возврат. Поэтому частицы  $\theta''$ -фазы служат зародышами следующей более стабильной фазы  $\theta'$  с последующим выделением равновесной фазы  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ).

Таким образом, релаксация упругих напряжений осуществляется в результате перехода кристаллической решетки зон ГП в кристаллическую решетку метастабильных или стабильных выделений и появления в некоторых случаях около них эпитаксиальных дислокаций. Это повышает устойчивость структурных выделений на высокотемпературной (второй ступени) стадии старения.

Проведенный анализ экспериментальных данных указывает на то, что изменение структурного состояния сплава АЛ4МС, которое приводит к возврату свойств, связано с неустойчивостью системы выделений, образовавшихся при низкотемпературном старении.

В процессе возврата улучшается распределение выделений по размерам и в объеме зерен сплава, а с ростом выделений – и степень атомного упорядочения в них. Эти два фактора (как и развитие релаксационных процессов) будут способствовать увеличению устойчивости зародышей при дальнейшем высокотемпературном старении. При объяснении процесса возврата представляется справедливым учет размера устойчивого зародыша, однако очевидно, что только размерным фактором нельзя объяснить термическую стабильность зародышей при высокой температуре и их способность к росту при дальнейшем старении после возврата. Все это нужно учитывать при выборе сложных термических обработок.

Таким образом, эффект ступенчатого старения с последовательно повышающимися температурами низкотемпературного старения (первая ступень) и высокотемпературного старения (вторая ступень) зависит от устойчивости сплава к возврату, которая определяется величиной упругих напряжений вблизи структурных выделений. Чем они меньше, тем меньше глубина возврата и, как следствие, больше устойчивых зародышей, способных к росту при высокотемпературном старении, и выше свойства сплава. Термическая устойчивость структурных выделений при переходе от низко- к высокотемпературному старению определяется не только их размером, но и величиной напряжений около них, а также их составом и атомным упорядочиванием.

Этим объясняется факт устойчивости системы частиц при высокой температуре на второй ступени старения при достаточной продолжительности предварительного низкотемпературного старения. Следовательно, явление возврата свойств можно использовать в качестве критерия применимости ступенчатого старения к сплаву АЛ4МС.

### Заключения

В результате проведенных исследований изучены особенности упрочнения и определена кинетика изменения структуры и физико-механических свойств в результате ступенчатого старения литейного медистого силумина АЛ4МС. Установлено, что изменение структурного состояния сплава приводит к возврату свойств и связано с неустойчивостью системы выделений, образовавшихся при низкотемпературном старении. Установлена закономерность выделений частиц упрочняющих фаз при ступенчатом старении с последовательно повышающимися температурами низкотемпературного (первая ступень) и высокотемпературного старения (вторая ступень).

Разработан режим термической обработки для отливок из сплава АЛ4МС, получаемых методом литья в формы из ХТС, обуславливающий высокий уровень механических свойств. Оптимизация режима старения, включающего низкотемпературное

(первая ступень) и высокотемпературное (вторая ступень) старение, обеспечивает высокий предел прочности, повышает предел текучести на 25 % при сохранении высокой пластичности, по сравнению с уровнем свойств после одноступенчатого старения.

#### **Библиографический список**

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. Гаврилов Г.Н., Каблов Е.Н., Ерофеев В.Т. и др. *Материаловедение. Теория и технология термической обработки: учеб. пособие*. Саранск: Нац. иссл. Морд. гос. ун-т им. Н.П. Огарева, 2019. 1 электрон. опт. диск.
3. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. *Избранные труды / под общ. ред. Е.Н. Каблова*. М.: Наука, 2013. 291 с.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Труды ВИАМ*. 2013. № 2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.10.2020).
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. Левчук В.В., Трапезников А.В., Пентюхин С.И., Леонов А.А. Способы литья тонкостенной детали из алюминиевого сплава типа силумин (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2018. № 6 (66). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-30-38.
7. Селиванов А.А., Антипов К.В., Асташкин А.И., Овсянников Б.В. Оптимизация режимов искусственного старения кованных и катаных полуфабрикатов из жаропрочного алюминиевого сплава АК4-1ч. // *Труды ВИАМ*. 2018. № 4 (64). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-9-19.
8. Нечайкина Т.А., Блинова Н.Е., Иванов А.Л., Козлова О.Ю., Кожекин А.Е. Исследование влияния режимов гомогенизации и закалки на структуру и механические свойства раскатных колец из сплава В95о.ч.-Т2 // *Труды ВИАМ*. 2018. № 10 (70). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-27-36.
9. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трапезников А.В. Метод повышения герметичности и упрочнения литейных коррозионноустойчивых свариваемых магналиев // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6–7 (89). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-11-18.
10. Постников Н.С. *Упрочнение алюминиевых сплавов и отливок*. М.: Металлургия, 1983. 119 с.
11. Колобнев И.Ф. *Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов*. 2-е изд. М.: Металлургия, 1973. 320 с.
12. Hafenstein S., Werner E. Pressure dependence of age-hardenability of aluminum cast alloys and coarsening of precipitates during hot isostatic pressing // *Materials Science & Engineering A*. 2019. Vol. 757. P. 62–69. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.077.
13. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.В., Трапезников А.В. Управление структурообразованием и свойствами сварных соединений алюминиевых литодеформированных сплавов с малым удельным весом // *Сварочное производство*. 2019. № 7. С. 3–11.
14. Белов Н.А., Савченко С.В., Белов В.Д. *Атлас микроструктур промышленных силуминов*. М.: МИСиС, 2009. 204 с.
15. Белов Н.А., Аксенов А.А. *Металловедение цветных металлов. Алюминиевые, магниевые и титановые сплавы: лабораторный практикум*. М.: МИСиС, 2005. 148 с.
16. Золоторевский В.С., Белов Н.А. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов*. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
17. Белов Е.В., Дуюнова В.А., Леонов А.В., Трапезников А.В. Особенности формирования структуры и свойств литейных магналиев при термостабилизирующем отжиге // *Технология машиностроения*. 2019. № 12. С. 5–12.